

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

фізико-технічний, інженерно-фізичний
(повне найменування інституту, назва факультету)
фізичного матеріалознавства
(повна назва кафедри)

Пояснювальна записка

до дипломного проекту (роботи)

магістр
(ступінь вищої освіти (освітній ступінь))

на тему: Дослідження перетворення аустеніту
в цементованій сталі 13Х3НВМ2ФА

Виконав: студентка VI курсу, групи 213м
спеціальності (напряму підготовки)
132 Матеріалознавство
(код і назва напряму підготовки, спеціальності)

Курченко Т.В.
(прізвище та ініціали)
Керівник Лазарий І.М.
(прізвище та ініціали)
Рецензент Шмирко В.І.
(прізвище та ініціали)

м.Запоріжжя
2018 рік

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Запорізький національний технічний університет
 (повне найменування вищого навчального закладу)

Інститут, факультет фізико-технічний, інженерно-фізичний
 Кафедра фізичного матеріалознавства
 Ступінь вищої освіти (освітній ступінь) магістр
 Спеціальність 132 Матеріалознавство
 (код і назва)
 Напрямок підготовки прикладне матеріалознавство
 (код і назва)

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри

ФМ

Климов ОВ.

"11" 12

2018 року

ЗАВДАННЯ
НА ДИПЛОМНИЙ ПРОЕКТ (РОБОТУ) СТУДЕНТУ

Руденко Крістіна Вячеславівна
 (прізвище, ім'я, по батькові)

Тема проекту (роботи) Дослідження перетворення аустеніту
в цементований сталі 13ХЗІВМ2ФА

Рівень проекту (роботи) Лазарий Іван Михайлович, к.т.н., доцент,
 (прізвище, ім'я, по батькові, науковий ступінь, вчене звання)

Затверджені наказом вищого навчального закладу від "18" 10 2018 року № 264

Строк подання студентом проекту (роботи) 17.12.18

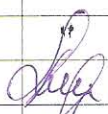
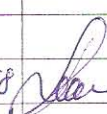
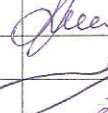
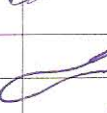
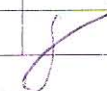
Вихідні дані до проекту (роботи) хімічний склад сталі 13ХЗІВМ2ФА;
схема технології ХТО за режимом: цементуція 960°C, високотемпературна
відпуску 680°C, гартування 915°C, обробка холодною -70°C,
відпуску 350°C; вимоги до матеріалів зк ГТД, можливі ва-
ріанти ХТО.

Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити) 1. Аналітичний огляд; 2. Матеріали та методи досліджень; 3. Результати досліджень та їх аналіз; 4. Економічна частинка; 5. Охорона праці та безпека у незвичайних ситуаціях.

Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень)

Ефективність впливу к.у. та л.е. на теплоустійливість сталей; графіки Т/о сталі
13ХЗІВМ2ФА; хімічний склад та властивості сталі після різних режимів ХТО
мікроструктура та стан зразків після цементуції та безсердечного гарту;
методичні криві та магнітометричні криві відпуску сталі 13ХЗІВМ2ФА;
мікроструктура дисперсійного шару та діаграма ізотермічного перетворення
метастабільного аустеніту цементованої сталі 13ХЗІВМ2ФА.

6. Консультанти розділів проекту (роботи)

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	прийняв виконання завдання
1 - 3			
4	Кругликова В.В. доцент	 24.09.18	 24.09.18
5	Нестеров О.В. доцент Кадр ОП/НС	 26.09.18	 22.10.18
Н.Контроль	Ткач Д.В., доцент кафедри ФМ	03.10.18	 12.10.18

7. Дата видачі завдання 03.09.18

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ з/п	Назва етапів дипломного проекту (роботи)	Строк виконання етапів проекту (роботи)	Прим.
1.	Аналітичний огляд	30.10.18	
2.	Матеріали та методи досліджень	15.11.18	
3.	Результати досліджень та їх аналіз	10.12.18	
4.	Економічна частина	05.12.18	
5.	Охорона праці та безпека у надзвичайних ситуаціях	22.11.18	

Студент


(підпис)Руденко Ю.В.
(прізвище та ініціали)

Керівник проекту (роботи)


(підпис)Лазаренко І.І.
(прізвище та ініціали)

РЕФЕРАТ

ПЗ: 86 с., 25 рис., 11табл., 20 джерел

В дипломній роботі досліджується кінетика аустенітного перетворення в цементовних і цементованих сталях. При виконанні дипломної роботи вирішуються такі питання: 1) аналізуються діаграми ізотермічного перетворення промислових цементованих та цементовних сталей; 2) обирається та детально розглядається вплив варіанту і режиму ХТО на властивості цементованого шару сталі 13ХЗНВМ2Ф; 3) проводиться аналіз діаграми ізотермічного перетворення метастабільного аустеніту цементованої сталі 13ХЗНВМ2Ф; 4) описується кінетика аустенітного перетворення.

ЦЕМЕНТОВНА ТА ЦЕМЕНТОВАНА СТАЛЬ, АУСТЕНІТ ЗАЛИШКОВИЙ, СТАЛЬ 13ХЗНВМ2Ф, ДІАГРАМА ІЗОТЕРМІЧНОГО ПЕРЕТВОРЕННЯ, МІКРОСТРУКТУРА, ТЕРМІЧНА ОБРОБКА, ТЕПЛОСТІЙКІСТЬ, ПЕРВИННА ТВЕРДІСТЬ, ВТОРИННА ТВЕРДІСТЬ, МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

ЗМІСТ

Вступ.....	6
1 Аналітичний огляд	7
2 Матеріали та методики досліджень.....	32
3 Результати досліджень та їх аналіз	35
3.1 Вплив хімічного складу сталей для деталей ГТД на властивості продуктів перетворення аустеніту	35
3.2 Перетворення аустеніту в цементованій сталі 13X3HBM2Ф та їх обговорення	41
4 Економічна частина	60
4.1 Тенденції розвитку світового ринку технологій	60
4.2 Техніко-економічні розрахунки	62
5 Охорона праці та безпека у надзвичайних ситуаціях.....	70
5.1 Аналіз потенційних небезпек	70
5.2 Заходи по забезпеченню техніки безпеки	71
5.3 Заходи по забезпеченню виробничої санітарії та гігієни праці	74
5.4 Заходи з пожежної безпеки.....	78
5.5 Заходи по забезпеченню безпеки у надзвичайних ситуаціях.....	80
Висновки	83
Перелік посилань.....	84

ВСТУП

Технічний прогрес в області термічної обробки, автоматизація та поліпшення технологічних процесів вимагають досить повного і детального уявлення про основні характеристики і особливості оброблюваних сплавів. Крім хімічного складу, до числа таких характеристик відносяться дані про температури критичних точок і кінетики розпаду переохолодженого аустеніту, про стійкість сталі до перегріву і зростання зерна, про прогартовуваність і механічні властивості сталі. Особливо велике значення мають відомості про кінетику перетворення переохолодженого аустеніту, на підставі яких вирішуються питання прогартовуваності, режимів термічної обробки і механічних властивостей великих деталей.

Досить добре відомо, що кінетика перетворення переохолодженого аустеніту залежить від великої кількості різноманітних факторів. Невеликі зміни складу сталі, умови її виплавки, розливання і розкислення, використана температура нагріву і величина зерна аустеніту суттєво впливають на кінетику його перетворення. Тому для характеристики поведінки переохолодженого аустеніту в сталі певної марки не можна обмежитися, як це часто роблять, розглядом тільки однієї якої-небудь діаграми. Ця діаграма має досить обмежене застосування і повинна розглядатися як орієнтовна, оскільки характеризує кінетику розпаду аустеніту тільки в конкретній плавці сталі.

Тільки набір діаграм дозволяє отримати досить повне уявлення про кінетику і характер розпаду аустеніту в різних сталях тієї чи іншої марки.

1 АНАЛІТИЧНИЙ ОГЛЯД

Відповідно до графіку термічної обробки після нагріву заготовки або деталі до необхідної температури, проводиться їх витримка при цій температурі для забезпечення прогріву і завершення всіх фазових перетворень у всьому об'ємі матеріалу і потім охолодження з певною швидкістю.

Охолодження є найважливішою складовою частиною процесу термічної обробки, багато в чому визначає її кінцеві результати, тобто формується структурно-фазовий склад та відповідні фізико-механічні властивості сталі.

Вплив умов охолодження деталей і інструментів на перетворення, структуру і властивості сталей вивчають по діаграмах ізотермічного перетворення аустеніту. Діаграми ізотермічного розпаду аустеніту будують в координатах «температура - час», при цьому час відкладається у логарифмічній шкалі.

Вивчення розпаду переохолодженого аустеніту в ізотермічних умовах виконується при постійній температурі, тобто в залежності від одного змінного фактору – тривалості ізотермічної витримки [1].

При проведенні ізотермічних досліджень зразки досліджуваної сталі нагрівають до будь-якої температури в області аустеніту. Після відповідної витримки при температурі нагріву зразки швидко переохолоджують до певної субкритичної температури, при якій витримують протягом деякого відрізка часу для розвитку перетворення. Охолодження зразків від температури нагріву до температури ізотермічної витримки повинно проводитися швидко, щоб виключити помітні зміни в хімічному складі аустеніту в процесі охолодження.

Перетворення аустеніту в перлит полягає в розпаді аустеніту — твердого розчину вуглецю в γ -залізі, на майже чисте α -залізо і цементит. Як і

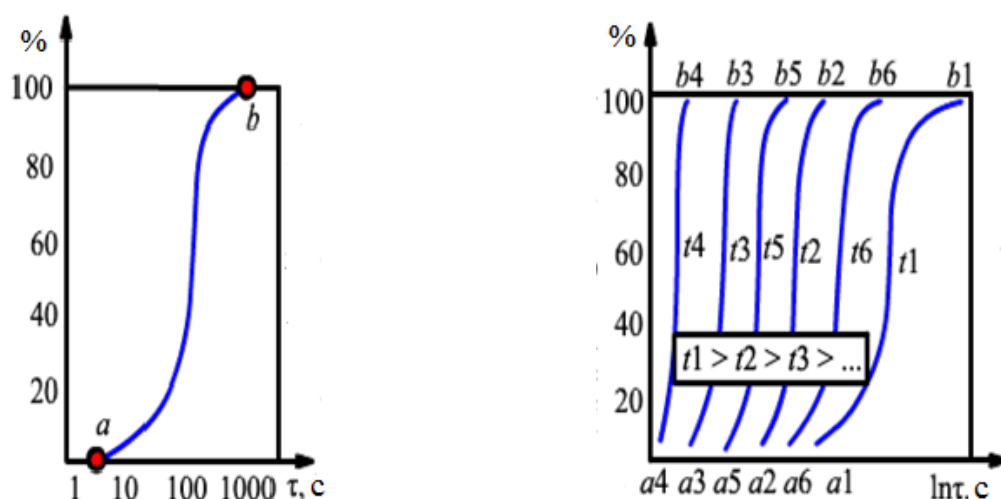
процеси кристалізації, перетворення починається не в точці 727°C , а при деякому переохолодженні, коли вільна енергія ферито-карбідної суміші (перлиту) виявиться меншою, ніж вільна енергія аустеніту. Чим нижче температура перетворення, тим більше переохолодження, тим більша різниця вільних енергій, тим швидше відбувається перетворення.

Процес розпаду аустеніту супроводжується утворенням фаз, що різко відрізняються по складу від вихідної: ферит, що майже не містить вуглецю, і цементит, що містить 6,67% вуглецю. Тому перетворення аустеніт-перлит супроводжується дифузією та перерозподілом вуглецю. Швидкість дифузії різко зменшується зі зниженням температури, отже, з одного боку збільшення ступеню переохолодження пришвидшує процес перетворення за рахунок зменшення вільної енергії системи, з іншого боку зниження температури сповільнює цей процес за рахунок зменшення інтенсивності дифузійних процесів і можливостей накопичення необхідної кількості вуглецю для утворення цементиту. На практиці зі збільшенням ступеню переохолодження швидкість перетворення зростає, досягає при певному значенні переохолодження максимуму, а потім зменшується. При 727°C і нижче 200°C швидкість перетворення дорівнює нулю, тому що при 727°C дорівнює нулю різниця вільних енергій, а при 200°C дорівнює нулю (точніше, недостатня) швидкість дифузії вуглецю [2].

У процесі аустенітно-перлитного перетворення провідною, в першу чергу виникаючою, фазою є карбід заліза (цементит). Його зародки, як правило, утворюються на границях зерен аустеніту. В результаті росту часток карбиду прилягаючий до нього об'єм аустеніту збіднюється на розчинений в γ -залізі вуглець, що є властивістю поліморфного перетворення, тобто утворення кристалічної ґратки α -заліза. При цьому кристалики фериту зароджуються на границі з цементитом, що полегшує цей процес. Подальший ріст феритних пластинок веде до збагачення навколишнього аустеніту вуглецем, що затруднює подальший розвиток перетворення. У збагаченому в такий спосіб вуглецем аустеніті зароджуються нові пластинки цементиту. В

результаті відбувається колоніальний (спільний) ріст кристаликів фериту і цементиту, які утворюють перлитну колонію [3].

Процеси розпаду аустеніту при визначених переохолодженнях наочно описуються діаграмами ізотермічного перетворення аустеніту (С-подібні діаграми), що будуються на підставі термокінетичних кривих розпаду (рис. 1.1).



а) Кінетична крива перетворення аустеніту в перлит для визначеної температури

б) кінетичні криві перетворення при різних температурах

Рисунок 1.1 – Кінетична крива перетворення аустеніту в перлит для визначеної температури (а), кінетичні криві перетворення при різних температурах (б) [4]

Точка «а» на кривій показує момент, коли виявляється початок перетворення, а точка «b» — завершення перетворення. На положення кривих побудованими для відповідних температур перетворення впливає ступінь переохолодження (рис. 1.1, б) [4].

По мірі збільшення величини переохолодження час необхідний для початку перетворення (інкубаційний період) спочатку зменшується до температур близьких 500°C, а потім в результаті суттєвого зменшення

інтенсивності дифузійних процесів починає збільшуватися. Проектуючи точки початку і кінця перетворення для конкретної температури на графік залежності температури від часу отримуємо ізотермічні криві розпаду аустеніту (С-подібні криві розпаду) . Загальний принцип побудови діаграми ізотермічного перетворення аустеніту зображено на рисунку 1.2.

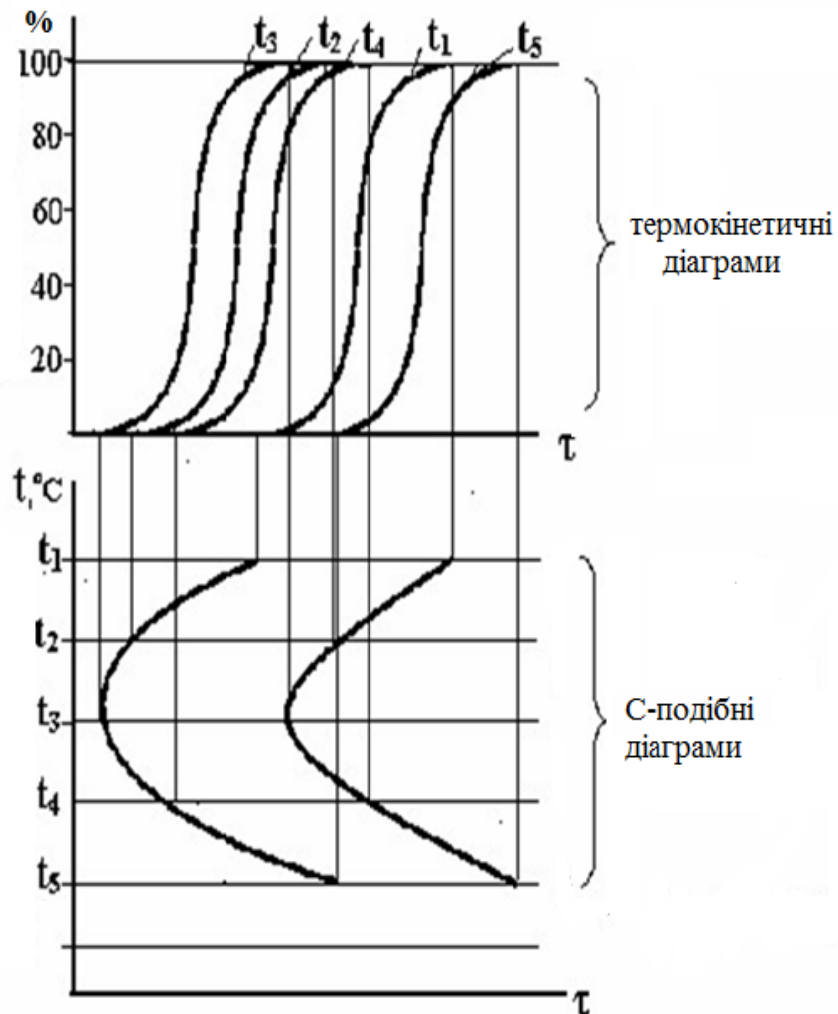


Рисунок 1.2 – Загальний принцип побудови діаграми ізотермічного перетворення аустеніту [3]

На рисунку 1.2 при невеликих переохолодженнях маємо продукти дифузійного розпаду аустеніту: перлит, сорбіт, троостит. При процесах, що протікають в умовах відсутності дифузії (менше 250-200°C) одержуємо продукт бездифузійного розпаду – мартенсит [3].

Для вивчення впливу ступеня переохолодження (температури, при якій відбувається перетворення) на стійкість аустеніту та на швидкість перетворення будують діаграми ізотермічного перетворення аустеніту на основі кінетичних кривих (рис 1.3) таких перетворень [5].

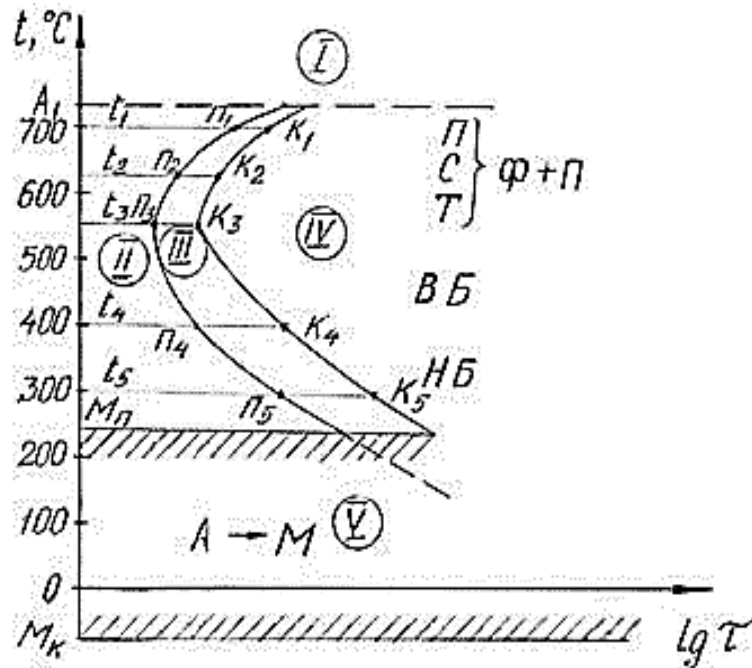


Рисунок 1.3 – Загальний вигляд діаграми ізотермічного перетворення :П – перлит; С – сорбіт; Т – троостит; ВБ – верхній бейніт; НБ – нижній бейніт; А – аустеніт; М – мартенсит; Мп і Мк - температури початку і кінця мартенситного перетворення [5]

Діаграма складається з двох С-подібних кривих, які показують залежність часу початку (1) і кінця (2) перетворення переохолодженого аустеніту від температури, при якій відбувається перетворення.

На діаграмі можна виділити такі області:

I – існування стабільного аустеніту;

II – існування переохолодженого аустеніту; стійкість переохолодженого аустеніту при зниженні температури спочатку падає до мінімуму при t_3 (приблизно 550°C), потім зростає;

III – перетворення аустеніту в феритно-цементитну суміш: $A \rightarrow \Phi + \text{Ц}$;

IV – існування структур, що утворились при перетворенні переохолодженого аустеніту;

V – мартенситного перетворення: $A \rightarrow M$.

У верхній частині діаграми ($t > 550^\circ\text{C}$) на рисунку 1.3 процес перетворення аустеніту в ферито-цементитну суміш відбувається при достатньо високих температурах, коли дифузійні процеси протікають порівняно швидко. Тому в результаті розпаду аустеніту утворюється суміш двох рівноважних за хімічним складом фаз: фериту і цементиту різної ступені дисперсності в залежності від ступеня переохолодження. Цей процес називається перлитним перетворенням.

Перетворення аустеніту в перлит підкоряється загальним закономірностям кристалізації:

1) рушійна сила перетворення полягає в зменшенні вільної енергії сплаву в результаті перетворення аустеніту в перлит або будь-які інші структури і фази;

2) для перетворення аустеніту в реальних умовах необхідний певний ступінь переохолодження (Δt); отже, аустеніт деякий час може існувати в переохолодженому, нестійкому стані;

3) перетворення аустеніту в перлит, як і всі структурні перетворення, полягає в утворенні і зростанні центрів кристалізації нової фази; швидкість розпаду аустеніту визначається, таким чином, числом центрів кристалізації (ЧЦК) і швидкістю росту кристалів з цих центрів (СК). Величина параметрів кристалізації ЧЦК і СК залежить від ступеня переохолодження, що досягається зміною швидкості охолодження.

4) чим вище швидкість охолодження і, отже, ступінь переохолодження, тим дрібніше зерна продуктів розпаду аустеніту; в результаті підвищуються твердість, границі міцності і текучості сталі [5].

Процеси розпаду переохолодженого аустеніту поділяють на два типи:

- дифузійне – перлитне і проміжне (бейнітне);
- бездифузійне – мартенситне.

Механізм утворення перлиту з аустеніту характеризується схемою, приведеною на рисунку 1.4 [6].

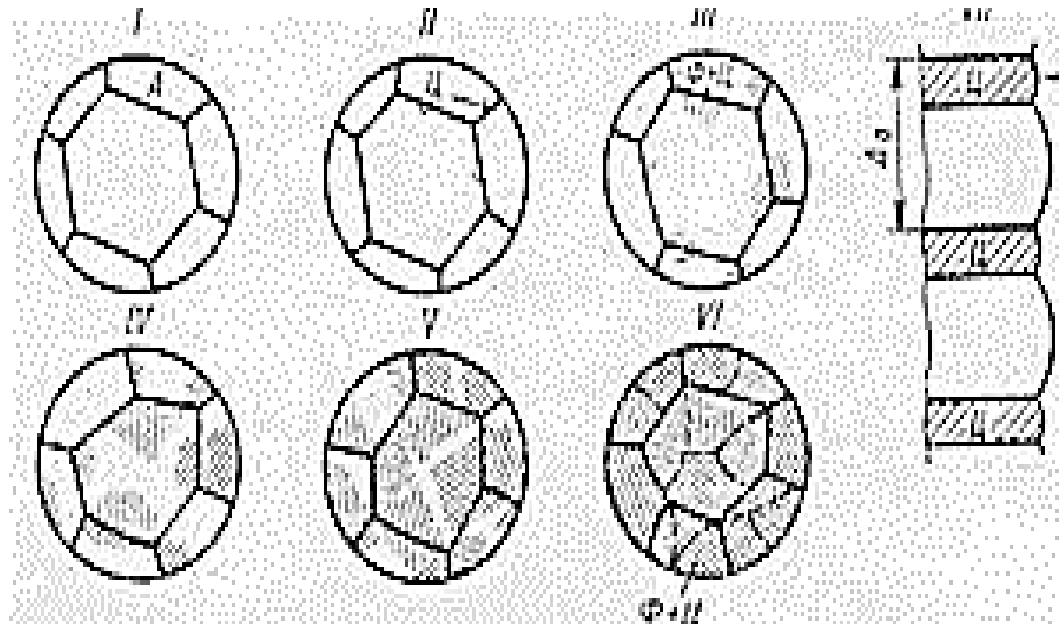


Рисунок 1.4 – Схема виникнення і росту перлитного зерна: I – аустеніт; II – утворення зародків цементиту; III – утворення пластин Ц і Ф; IV – VII – ріст і утворення нових пластин Ц і Ф (II); VII – перерозподіл вуглецю при утворенні II [6]

Характерною особливістю перлитного перетворення є кооперативне зростання двофазної перлитної колонії шляхом дифузійного утворення фериту і цементиту. Центром утворення перлитної колонії може бути або цементит, або ферит, зародження яких полегшене на межах аустенітних зерен.

Основною фазою при утворенні перлиту є цементит. Спочатку утворюється пластинка цементиту, що подовжується і товщає доти, поки вміст вуглецю в навколишніх об'ємах зерна аустеніту не зменшиться настільки, що утвориться пластинка фериту (рис. 1.4, VII). Потім відбувається утворення нових (вторинних) пластинок цементиту і фериту. Звичайно у вихідному зерні аустеніту виникає декілька таких ділянок перлиту. Розмір пластинок перлиту залежить від ступеня переохолодження аустеніту [6].

При розпаді аустеніту в температурному діапазоні від A_1 до 650°C міжпластинчаста відстань в колонії дорівнює $0,5 \dots 1$ мкм, будову добре видно при середніх збільшеннях в мікроскопі, твердість складає $170 \dots 230\text{HB}$, і такий евтектоїд називають перлитом (рис.1.5, а) [7].



Рисунок 1.5 – Структури перлитного розпаду аустеніту: а – перлит (температура перетворення $\sim 700^{\circ}\text{C}$); б – сорбіт (температура перетворення $\sim 650^{\circ}\text{C}$); в – троостит (температура перетворення $\sim 450^{\circ}\text{C}$ [7])

З підвищенням ступеня переохолодження аустеніту дисперсність перлиту збільшується й утворюється структура сорбіту у районі температур $650 \dots 600^{\circ}\text{C}$ [7]. Цементит у сорбіті має дрібнопластинчасту будову. Твердість сорбіту перевищує твердість перлиту і складає $230 \dots 330\text{HB}$, а міжпластинчаста відстань – $0,2 \dots 0,4$ мкм. Будову сорбіту можна виявити лише при великих збільшеннях оптичного мікроскопа (рис.1.5, б).

Розпад аустеніту в інтервалі температур $600^{\circ}\text{C} \dots t_{\min},^{\circ}\text{C}$ приводить до утворення троститу, що є дисперсною (будова виявляється тільки при електронномікроскопічному дослідженні) механічною сумішшю з міжпластинчастою відстанню до $0,1$ мкм і твердістю $330 \dots 400\text{HB}$ (рис.1.5, в).

Таким чином, структури перлиту, сорбіту і трооститу, будучи фазовими сумішами фериту і цементиту, відрізняються за будовою тільки ступенем дисперсності пластинок цементиту і фериту [8].

Розпад аустеніту при температурах нижче t_3 ($\sim 550^\circ\text{C}$) на рисунку 1.3 відбувається в умовах уповільнення дифузійних процесів. Це призводить до того, що пересичений твердий розчин вуглецю в Fe_α , який утворюється в результаті поліморфного перетворення $\text{Fe}_\gamma(\text{C}) \rightarrow \text{Fe}_\alpha(\text{C})$ внаслідок суттєвої різниці розчинності вуглецю в Fe_γ і Fe_α , не може повністю позбутися від надлишкового вуглецю. Внаслідок цього, в результаті розпаду аустеніту при $t < 550^\circ\text{C}$ утворюється пересичений твердий розчин вуглецю в Fe_α з вмістом $0,1 \dots 0,2\% \text{C}$, який позначають літерою Φ' . Кристали Φ' мають голчасту (рейкову) будову. Частка вуглецю, що виділяється із пересиченого твердого розчину, утворює карбід Fe_xC ($\text{Ц}'$).

Таким чином, при розпаді аустеніту в нижній температурній області (при $t < 550^\circ\text{C}$) діаграми ізотермічного перетворення утворюється суміш пересиченого твердого розчину вуглецю в Fe_α (Φ') і карбиду Fe_xC , який називається бейнітом [7].

Механізм бейнітного перетворення складніший, ніж перлитного і мартенситного. Характерною особливістю бейнітного перетворення є те, що воно проходить в інтервалі температур, коли практично відсутня самодифузія заліза і легуючих елементів, але ще інтенсивно проходить дифузія вуглецю. Аустеніт збіднюється на вуглець в результаті виділення карбідів, а потім проходить мартенситне перетворення.

При високих температурах, близьких до перлитного перетворення, концентраційний перерозподіл значніший, ніж при низьких температурах ближчих до точки M_p . Через це розрізняють верхній і нижній бейніт, які відмінні за мікроструктурою і властивостями [8].

Верхній бейніт утворюється в температурному інтервалі $550 \dots 350^\circ\text{C}$. Його структура складається з рейок бейнітного фериту (Φ'), між якими розташовуються подовжені частинки карбиду (К), (рис.1.6, а). Він має перисту будову і володіє несприятливим поєднанням механічних властивостей:

знижена міцність (через збереження аустеніту, що не розпався) поєднується з низькою пластичністю і в'язкістю.

При температурах від 350°C до M_p утворюється нижній бейніт з пластинчастою будовою.. При цих температурах швидкість дифузії вуглецю значно уповільнюється, а росту кристалів Φ' зростає. Внаслідок цього частинки карбїду, що виділяються з пересиченого твердого розчину, захоплюються феритом Φ' . Тому, на відміну від верхнього, у нижньому бейніті карбїдні частинки розташовані в середині кристалів Φ' під кутом близько 60° до їх поздовжньої осі. Нижній бейніт, що утворився при температурах на $50...100^{\circ}\text{C}$ вище за лінію M_p володіє високою міцністю і одночасно високими пластичністю і в'язкістю (рис.1.6, б) [9].

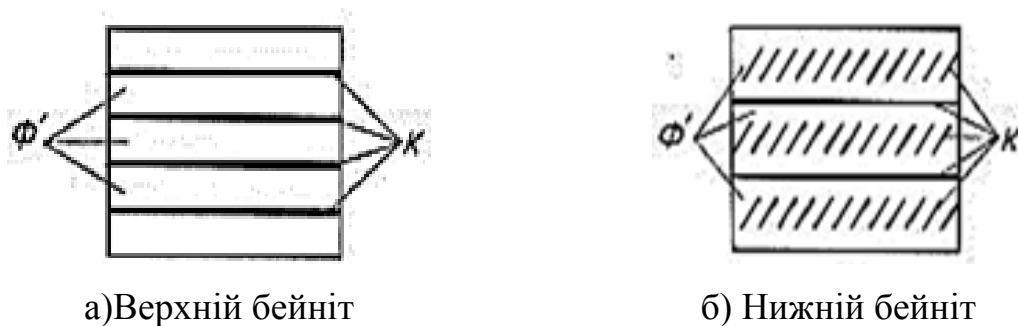


Рисунок 1.6 – Схеми будови верхнього (а) і нижнього (б) бейніту [9]

Мартенситне перетворення докорінно відрізняється від перлитного, тому що воно не повністю підпорядковується основним законам кристалізації у твердому стані. При великому ступені переохолодження (до температури, що відповідає точці початку мартенситного перетворення M_p для даної сталі) в аустеніті практично миттєво виникають голки (пластинки) мартенситу, але наступного їх росту не спостерігається. Це пояснюється тим, що мартенситне перетворення, на відміну від перлитного, є бездифузійним процесом (хімічний склад мартенситу не відрізняється від складу вхідного аустеніту) [7].

У процесі росту мартенситного кристалу внаслідок різниці питомих об'ємів аустеніту і мартенситу збільшуються пружні напруження в області когерентного сполучення, що, у кінцевому рахунку, приведе до пластичної деформації й утворення міжфазної границі з неупорядкованим розташуванням атомів. Кристали мартенситу орієнтовно зв'язані з ґраткою аустеніту, тому швидкість їх росту в різних кристалографічних напрямках неоднакова.

Звичайно розрізняють два типи мартенситу — пластинчастий і рейковий. Пластинчастий мартенсит утворюється в високовуглецевих сталях, що характеризуються низькою температурою точки початку мартенситного перетворення. В цьому випадку кристали мартенситу складаються в середній своїй частині з великого числа мікродвійників. Розміри кристалів будь-якої морфології мартенситу визначаються величиною вихідного зерна аустеніту. Вони тим крупніше, чим більше зерно аустеніту.

Перша пластина мартенситу має довжину, що відповідає поперечному розміру зерна аустеніту. Кристали, що утворюються при більш низьких температурах, стиснуті у своєму розвитку і мають менші розміри. Найбільш часто (конструкційні вуглецеві та леговані сталі і т.д.) кристали мартенситу мають форму тонких рейок (рейковий мартенсит), витягнутих в одному напрямку. Частіше утворюється і спостерігається пакет з рейок. Такий мартенсит називають масивним, на відміну від голчастого. Субструктура такого мартенситу складна і відрізняється великою щільністю дислокацій. Кожна мартенситна пластинка являє собою монокристал. Перетворення починається відразу при температурі M_p і протікає не в ізотермічних умовах, а в інтервалі температур [10].

При переохолодженні до температури, що відповідає точці M_p , аустеніт починає перетворюватися в мартенсит. Щоб мартенситне перетворення розвивалося, необхідно безупинно охолоджувати сталь нижче температури M_p . Якщо охолодження припинити, то мартенситне перетворення практично також зупиняється. Чим нижче температура, тим

більше утвориться мартенситу. Кількість мартенситу при цьому зростає в результаті утворення все нових і нових кристалів, а не внаслідок росту уже виниклих кристалів. По досягненні визначеної для кожної сталі температури перетворення аустеніту в мартенсит припиняється. Цю температуру закінчення мартенситного перетворення позначають M_k .

Положення точок M_p і M_k не залежить від швидкості охолодження і обумовлено хімічним складом аустеніту. Чим більше в аустеніті вуглецю, тим нижче температура точок M_p і M_k . Мартенсит, внаслідок великих спотворювань кристалічної ґратки - структура високої твердості ($>60HRC$) і майже нульової пластичності. Всі легуючі елементи і вуглець, за винятком кобальту й алюмінію, знижують точки M_p і M_k . (рис. 1.7) [3].

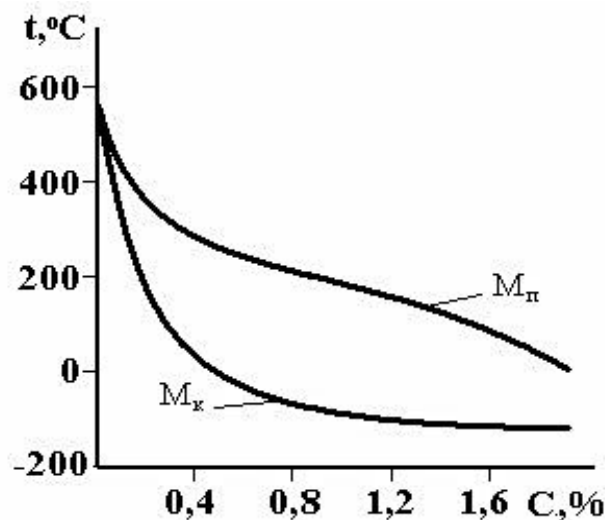


Рисунок 1.7 – Вплив вмісту вуглецю на початок та кінець мартенситного перетворення [3]

Розходження питомих об'ємів вихідного аустеніту і мартенситу (питомий об'єм мартенситу на 2-3% більший ніж об'єм вихідного аустеніту) викликає утворення великих внутрішніх напружень, що можуть привести до утворення тріщин або руйнування виробу.

Внутрішні напруження, що виникають в зерні за рахунок утворення мартенситних пластин перешкоджають процесам перетворення та сприяють

тому, що деякий об'єм аустенітного зерна залишається без перетворення – залишковий аустеніт.

Вплив легуючих елементів на температуру мартенситного перетворення зображено на рисунку 1.8.

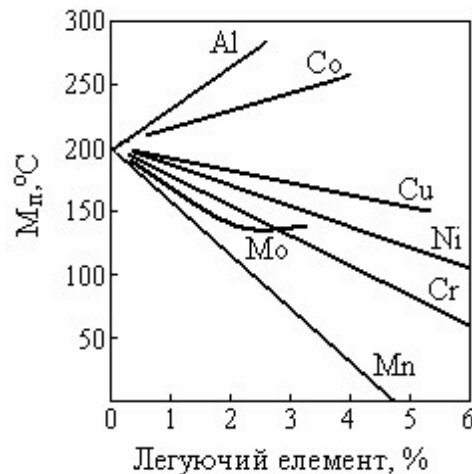


Рисунок 1.8 – Вплив легуючих елементів на температуру мартенситного перетворення [3]

Тобто, при мартенситному перетворенні відбувається тільки перехід $\text{Fe}\gamma \leftrightarrow \text{Fe}\alpha$. Мартенсит гартування має характерну голчасту будову (рис.1.9), в якій голки розташовані паралельно одна одній або перетинаються під кутом 60 або 120°, що є результатом їх орієнтування по визначених площинах і напрямкам у ґратці вхідного аустеніту [11].

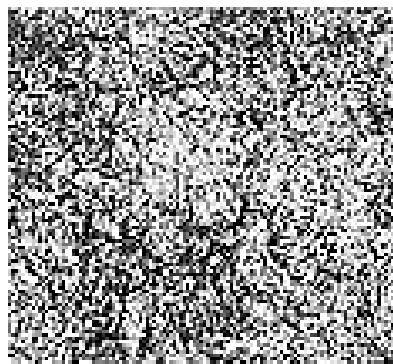


Рисунок 1.9 – Мікроструктура сталі 45 після гартування (мартенсит), $t_n = 850^\circ\text{C}$ [11]

Схема утворення мартенситу зображена на рисунку 1.10.

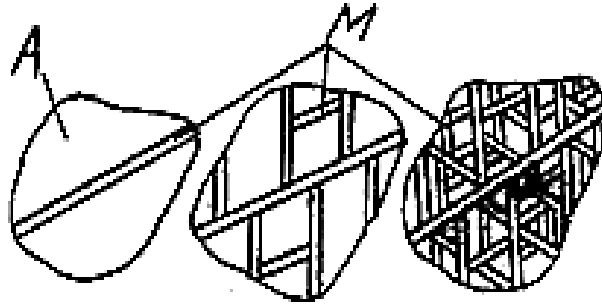


Рисунок 1.10 – Схема утворення мартенситних пластин в аустеніті [10]

Мартенсит є упорядкованим пересиченим твердим розчином втілення вуглецю в α -залізі. Пересичений він тому, що розчинність вуглецю в $\text{Fe}\alpha$, як це впливає з діаграми Fe_3C , при кімнатній температурі складає 0,006%; у мартенситі ж може бути розчинено вуглецю до 2%, тобто стільки, скільки у вхідному аустеніті. Мартенсит має тетрагональну ґратку, в якій один параметр - c більше іншого - a (рис. 1.11).

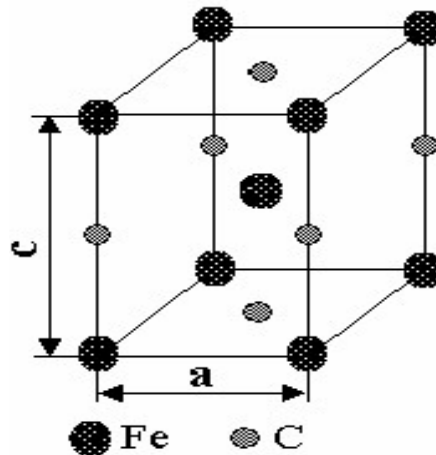


Рисунок 1.11 – Кристалічна ґратка мартенситу [3]

При збільшенні вмісту вуглецю висота тетрагональної призми збільшується, а розміри її основи зменшуються. Отже, чим більше в мартенситі вуглецю, тим більше відношення c/a , тобто більше деформація і

тетрагональність ґратки. Відношення $c/a = 1 + 0,46C$, де C — концентрація вуглецю в мартенситі [3].

Мартенсит є твердою і крихкою складовою. Твердість мартенситу 6500...7600 НВ та HRC 62...66. Висока твердість мартенситу пояснюється спотворенням кристалічної ґратки Fe α атомами вуглецю, а також подрібненою блоковою будовою пластин мартенситу, внаслідок внутрішньофазового наклепу. Причиною фазового наклепу є збільшення об'єму сталі при перетворенні аустеніту в мартенсит. Навідміну від аустеніту мартенсит має магнітні властивості.

Мартенситне перетворення може відбуватися лише в тому випадку, якщо буде виключена можливість протікання дифузійних процесів, для чого необхідна велика ступінь переохолодження аустеніту. Це досягається високою швидкістю охолодження сталі (сотні градусів у секунду). При менших швидкостях охолодження в загартованих сталях будуть спостерігатися структури сімейства перлитів - сорбіт і троостит гартування. Швидкість охолодження $v_{кр}$, при якій в структурі сталі утворюється мартенсит, називають критичною швидкістю гартування. Отже, щоб отримувати сталь, загартовану на мартенсит, треба остудити зі швидкістю вище критичної. Критична швидкість гартування сталі залежить від її складу.

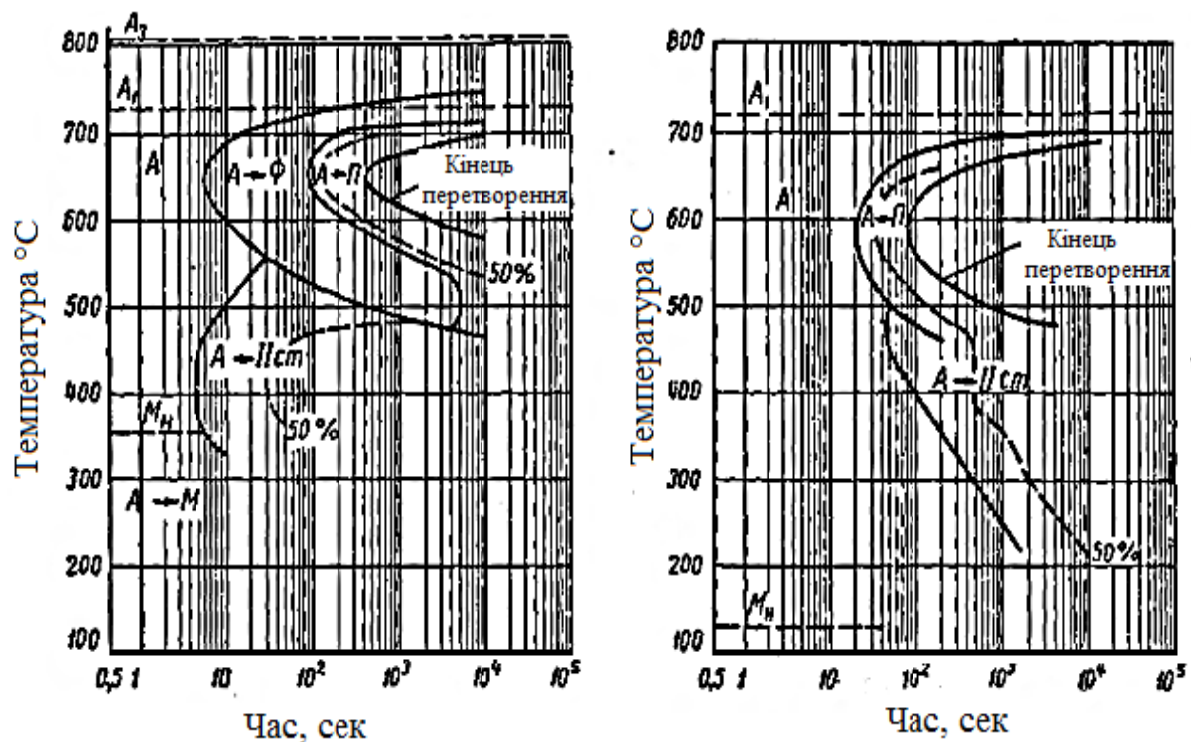
Розпад аустеніту може відбуватися не тільки при безперервному охолодженні, але і при постійній температурі (ізотермічний розпад аустеніту). Обробку, засновану на розпаді аустеніту при постійній температурі, називають ізотермічною. При цьому розпад аустеніту відбувається не при охолодженні сталі, а під час її витримки при визначеній температурі. Висока швидкість охолодження в цьому випадку потрібна тільки для того, щоб переохолодити аустеніт і запобігти його розпаданню з утворенням феритно-цементитної суміші [9].

Механічні властивості загартованої сталі визначаються кількістю, розміром і властивостями структурних складових. Найбільшу твердість має

вуглецева загартована сталь зі структурою дрібногочастого мартенситу і невеликої кількості залишкового аустеніту [7].

В представлений роботі здійснена спроба із використанням діаграм ізотермічного перетворення аустеніту дослідити вплив вуглецю на кінетику перетворення аустеніту та положення ліній діаграм.

Як приклад, наведено діаграми ізотермічного перетворення аустеніту цементовної та цементованої сталі 18ХГ (рис 1.12) [1].



а)цементовна сталь 18ХГ

б) цементована сталь 18ХГ

Рисунок 1.12 – Діаграми ізотермічного перетворення аустеніту цементовної (а) та цементованої (б) сталі 18ХГ [1]

Хімічний склад сталі 18ХГ: 0,23%С,0,37%Si, 1,13% Mn, 1,17% Cr. Дані щодо основних температур при перетворенні аустеніту: A_1 – 725 °С, A_3 – 805 °С, M_p – 360°С, T_H – 870°С. Хімічний склад цементованої сталі 18ХГ: 0,95%С,0,37%Si, 1,13% Mn, 1,17% Cr. Дані щодо основних температур при перетворенні аустеніту: A_1 – 720 °С, M_p – 130°С, T_H – 870°С.

При збільшенні вмісту вуглецю від 0,23% до 0,95% понижуються: температура A_{c1} від 725°C до 720°C , температура M_p від 360°C до 130°C ; температура мінімальної стійкості аустеніту в перлитній області від 650°C до 590°C . Інкубаційний період зростає від 6 секунд при 650°C до 11 секунд при 590°C .

На рисунку 1.13 наведено діаграми ізотермічного перетворення аустеніту цементовної та цементованої сталі 12ХН3 [1].

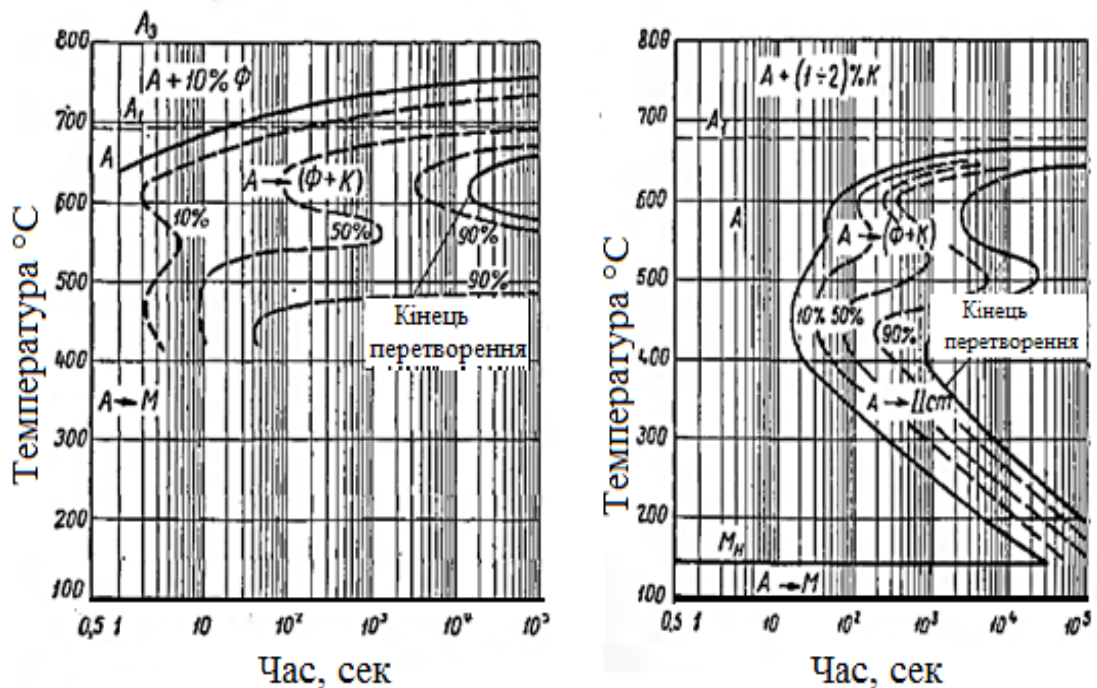
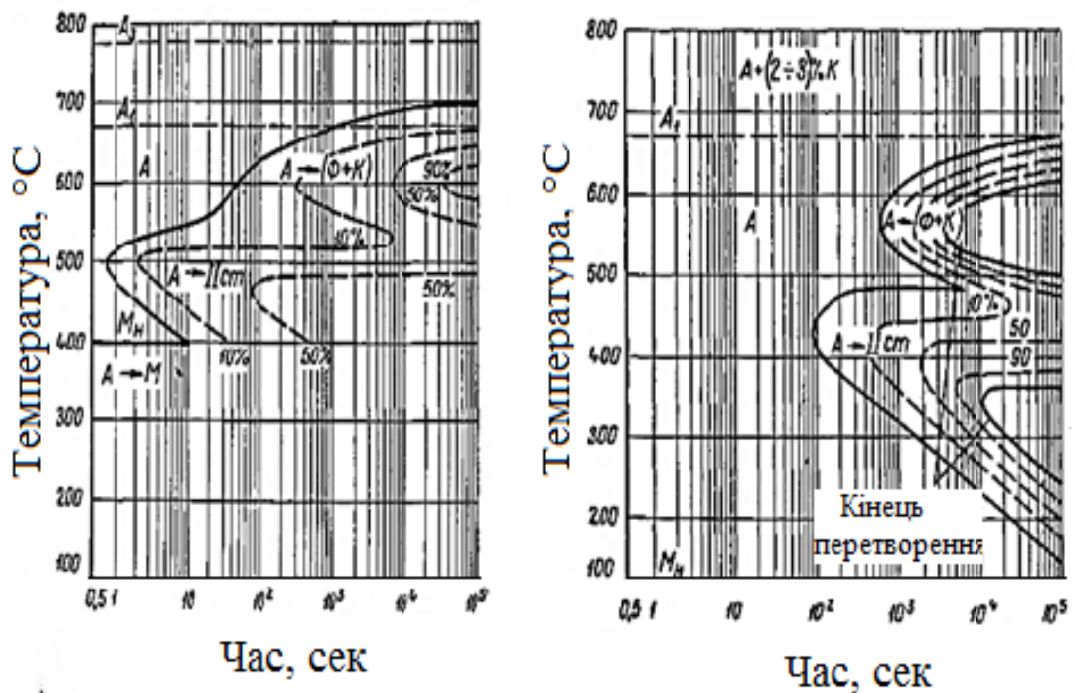


Рисунок 1.13 – Діаграми ізотермічного перетворення аустеніту цементовної (а) та цементованої (б) сталі 12ХН3 [1]

Хімічний склад сталі 12ХН3: 0,11% С, 0,13% Si, 0,38% Mn, 0,87% Cr, 3,26% Ni. Дані щодо основних температур при перетворенні аустеніту: A_1 – 695°C , A_3 – 800°C , M_p – 360°C , T_H – 770°C . Хімічний склад цементованої сталі 12ХН3: 1% С, 0,12% Si, 0,30% Mn, 0,87% Cr, 3,27% Ni. Дані щодо основних температур при перетворенні аустеніту: A_1 – 680°C , M_p – 150°C , T_H – 770°C .

При збільшенні вмісту вуглецю від 0,11% до 1,0 % понижуються: температура A_{c1} від 695°C до 680°C , температура мінімальної стійкості аустеніту в перлитній області від 620°C до 450°C . Інкубаційний період знижується від 90 секунд при 620°C до 10,5 секунд при 590°C .

На рисунку 1.14 наведено діаграми ізотермічного перетворення аустеніту цементовної та цементованої сталі 12Х2Н4 [1].



а) цементовна сталь 12Х2Н4

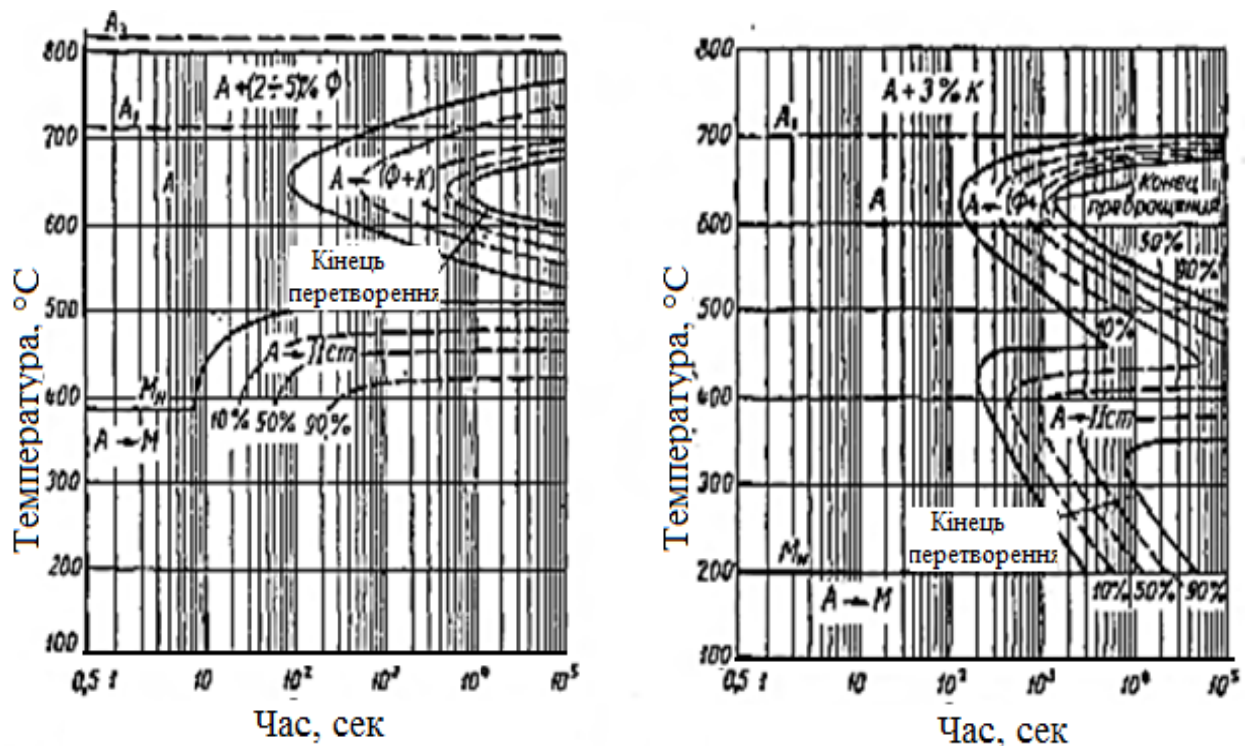
б) цементована сталь 12Х2Н4

Рисунок 1.14 – Діаграми ізотермічного перетворення аустеніту цементовної (а) та цементованої (а) сталі 12Х2Н4 [1]

Хімічний склад сталі 12Х2Н4: 0,11% С, 0,09% Si, 0,38% Mn, 1,33% Cr, 4,15% Ni. Дані щодо основних температур при перетворенні аустеніту: A_1 – 670°C , A_3 – 780°C , M_p – 400°C , T_H – 770°C . Хімічний склад цементованої сталі 12Х2Н4: 1,02% С, 0,27% Si, 0,47% Mn, 1,22% Cr, 4,15% Ni. Дані щодо основних температур при перетворенні аустеніту: A_1 – 670°C , M_p – 125°C , T_H – 770°C .

При збільшенні вмісту вуглецю від 0,11% до 1,02% знижується температура M_p від 400°C до 125°C . Температура мінімальної стійкості аустеніту в перлитній області зростає від 500°C до 550°C . Температура A_{c1} залишається незмінною, і дорівнює 670°C . Інкубаційний період зростає від 0,5 секунд при 500°C до 600 секунд при 550°C .

На рисунку 1.15 наведено діаграми ізотермічного перетворення аустеніту цементовної та цементованої сталі 20X2H2M [1].



а) цементовна сталь 20X2H2M

б) цементована сталь 20X2H2M

Рисунок 1.15 – Діаграми ізотермічного перетворення аустеніту цементовної (а) та цементованої (б) сталі 20X2H2M [1]

Хімічний склад сталі 20X2H2M: 0,2% С, 0,23% Si, 1,65% Cr, 2% Ni, 0,19% Mo. Дані щодо основних температур при перетворенні аустеніту: A_1 – 715°C , A_3 – 820°C , M_p – 390°C , T_n – 800°C . Хімічний склад цементованої сталі 20X2H2M: 0,93% С, 0,38% Si, 1,70% Cr, 2,10% Ni, 0,2% Mo. Дані щодо

основних температур при перетворенні аустеніту: $A_1 - 700^\circ\text{C}$, $M_p - 200^\circ\text{C}$, $T_H - 800^\circ\text{C}$.

При збільшенні вмісту вуглецю від 0,20% до 0,93% понижуються: температура M_p від 390°C до 200°C , температура мінімальної стійкості знижується аустеніту в перлитній області від 650°C до 625°C , температура A_{c1} від 715°C до 700°C . Інкубаційний період зростає від 90 секунд при 650°C до 120 секунд при 625°C .

Таким чином можна стверджувати, що збільшення кількості вуглецю суттєво впливає на кінетику перетворення аустеніту.

Порівняємо хімічний склад зазначених цементовних сталей:

- кількість вуглецю в сталі 20X2H2M більша, і становить: 0,20 %C, у порівнянні зі сталю 12X2H4, де кількість вуглецю: 0,11 %C. Отже різниця у складі вуглецю дорівнює 0,09 %;

- кількість кремнію в сталі 12X2H4 значно менша: 0,09%Si у порівнянні із 0,23 % в сталі 20X2H2M. Отже різниця у складі кремнію дорівнює 0,14 %;

- у цементовній сталі 12X2H4 присутній марганець : 0,38% Mn.;

- кількість хрому в сталі 20X2H2M більша, і становить: 1,65 %Cr, у порівнянні зі сталю 12X2H4, де кількість хрому: 1,33 %Cr. Отже різниця у складі хрому дорівнює 0,32 %;

- кількість нікелю в сталі 12X2H4 значно більша: 4,15 %Ni у порівнянні із 2,0% в сталі 20X2H2M. Отже різниця у складі нікелю дорівнює 2,15 %;

- у сталі 20X2H2M присутній феритостабілізатор – 0,19% Mo.

При порівнянні діаграми ізотермічного перетворення аустеніту зазначених цементовних сталей при T_H для сталі 12X2H4 -770°C , сталі 20X2H2M -800°C , і точки $A_1 - 670^\circ\text{C}$ можна зробити такі висновки:

1. Температура початку мартенситного перетворення для сталі 12X2H4 -400°C , а для сталі 20X2H2M -390°C , тобто вона змінилась на 30°C , скоріш за все це пов'язано із різною T_H .

2. Температура мінімальної стійкості аустеніту в перлитній області для сталі 12Х2Н4 становить 600 °С , в той час як для сталі 20Х2Н2М - 650°С, різниця в 50 °С пов'язана із введенням в сталь 20Х2Н2М 0,19% молібдену;

3. Суттєва різниця помітна в тривалості інкубаційного періоду, який значно зростає з 0,5 сек для сталі 12Х2Н4 до 90 сек для сталі 20Х2Н2М .

4. Також помітна різниця у тривалості перетворення $A \rightarrow (F+K)$: для сталі 12Х2Н4 цей процес займає більше 24 годин , а для сталі 20Х2Н2М – близько 3 годин. Скоріш за все така різниця пов'язана із введенням в сталь 20Х2Н2М певної кількості молібдену, який являється феритостабілізатором, і зменшеній кількості аустенітостабілізатора – Ni. А в сталі 12Х2Н4 бачимо підвищену кількість аустенітостабілізаторів: Ni та Mn, які пришвидшують процес перетворення.

Отже, різниця в хімічному складі в 0,09 %C , 0,14 %Si , 0,32 %Cr, 2,15 %Ni призводить до того , що значно збільшується тривалість перетворення аустеніту .

Порівняємо хімічний склад зазначених цементованих сталей :

- кількість вуглецю в сталі 20Х2Н2М менша, і становить: 0,93 %C, у порівнянні зі сталлю 12Х2Н4 , де кількість вуглецю: 1,02 %C. Отже різниця у складі вуглецю дорівнює 0,09 %;

- кількість кремнію в сталі 12Х2Н4 менша: 0,27 %Si у порівнянні із 0,38 % в сталі 20Х2Н2М . Отже різниця у складі кремнію дорівнює 0,11 %;

- у цементованій сталі 12Х2Н4 присутній марганець : 0,47 %Mn.;

- кількість хрому в сталі 20Х2Н2М більша, і становить: 1,70 % Cr, у порівнянні зі сталлю 12Х2Н4 , де кількість хрому: 1,22% Cr . Отже різниця у складі хрому дорівнює 0,48 %;

- кількість нікелю в сталі 12Х2Н4 значно більша: 4,15 % Ni у порівнянні із 2,0 % в сталі 20Х2Н2М . Отже різниця у складі нікелю дорівнює 2,05 %;

- у сталі 20Х2Н2М присутній феритостабілізатор – 0,20 % Mo.

Порівнюючи діаграми ізотермічного перетворення аустеніту зазначених цементованих сталей при T_n для сталі 12X2H4 -770°C , сталі 20X2H2M -800°C, можна зробити такі висновки:

1. Температура початку мартенситного перетворення для сталі 12X2H4- 200°C , а для сталі 20X2H2M -125°C ,тобто вона змінилась на 75°C, скоріш за все це пов'язано із різною T_n .

2. Температура мінімальної стійкості аустеніту в перлитній області для сталі 12X2H4 становить 625°C , в той час як для сталі 20X2H2M - 580°C, різниця в 45°C;

3. Суттєва різниця помітна в тривалості інкубаційного періоду, який значно зростає з 150 сек для сталі 12X2H4 до 600 сек для сталі 20X2H2M .

4. Також помітна різниця у тривалості перетворення $A \rightarrow (F+K)$: для сталі 12X2H4 цей процес займає приблизно 30 хвилин , а для сталі 20X2H2M – близько 90 хвилин. Скоріш за все така різниця пов'язана із введенням в сталь 20X2H2M певної кількості молібдену, який являється феритостабілізатором, і зменшеній кількості аустенітостабілізатора – Ni. А в сталі 12X2H4 бачимо підвищену кількість аустенітостабілізаторів: Ni та Mn, які пришвидшують процес перетворення.

5. Температура A_1 у сталі 12X2H4 менша на 30°C ніж у сталі 20X2H2M, і становить 670°C і 700 °C відповідно .

Отже , різниця в хімічному складі для цементованих сталей в 0,09 %C , 0,14 %Si , 0,32 %Cr, 2,15 % Ni, та цементованих 0,09 %C, 0,11 %Si, 0,48 %Cr, 2,05 % Ni в призводить до того , що значно збільшується тривалість перетворення аустеніту .

При порівнянні діаграми ізотермічного перетворення аустеніту цементовної та цементованої сталі 12X2H4 та сталі 20X2H2M, можна стверджувати про те, що зміна в хімічному складі сталей змінює діаграми ізотермічного перетворення аустеніту.

Діаграма ізотермічного перетворення аустеніту має велике теоретичне і практичне значення. Теоретичне значення таких діаграм полягає в тому, що

вони показують всі зміни аустеніту при різних температурах, дозволяють в наочній формі пояснити походження і природу структур, які одержані при термічній обробці. Вони виявляють вплив температури перетворення на структуру і властивості сталей. Ці діаграми дозволяють оцінити дії величини зерна і легувальних елементів на перетворення аустеніту, мікроструктуру, механічні та інші властивості сталей, а також служать доповненням теорії термічної обробки сталей[12].

Практичне значення діаграм ізотермічного перетворення аустеніту також дуже велике: вони дозволяють критично оцінювати існуючі режими термообробки і розробляти науково-обґрунтовані технологічні процеси. Особливо важливим є застосування цих діаграм для встановлення раціонального режиму різних операцій ізотермічної обробки. З їх допомогою можна правильно здійснювати ізотермічне і ступеневе гартування простих вуглецевих, і особливо легованих сталей, ізотермічний відпал, відпал на зернистий перлит, ізотермічну витримку для усунення флокенів. Крім цього, діаграми дозволяють дати аналіз дії середовищ для гартування (вода, масла тощо), і вибрати для кожної марки сталі найбільш сприятливе середовище для гартування[13].

Висновок: для більш повного розуміння процесу перетворення аустеніту в сталі 13X3HBM2Ф не вистачає інформації щодо:

- 1) діаграми ізотермічного перетворення залишкового аустеніту цементованої сталі 13X3HBM2Ф;
- 2) впливу режиму термічної обробки на механічні властивості сталі;
- 3) обґрунтування вибору оптимальних температур операцій термічної обробки на первинну і вторинну твердість;
- 4) зміни структури і твердості в цементованому шарі після термічної обробки на первинну і вторинну твердість;
- 5) дослідження мікроструктури після проведення термічної обробки на вторинну твердість;

6) зміни частки аустеніту та температури M_p в цементованій сталі 13X3HBM2Ф;

7) структурних змін в дифузійному шарі при різних температурах відпуску при проведенні термічної обробки на вторинну твердість.

Мета та задачі дослідження. Вирішення питань з підвищення надійності, довговічності деталей ГТД було і залишається актуальною задачею. З метою підвищення допустимих температур експлуатації деталей газотурбінних двигунів (ГТД) необхідна розробка цементованих конструкційних сталей високої теплостійкості. Вони дозволять замінити менш теплостійкі сталі не лише завдяки підвищеному та комплексному легуванню, але й через спеціально розробленому для них хіміко-термічному обробленню, яке передбачає використання ефекту вторинного твердіння. Подібний комплексний підхід до вирішення цієї важливої науково-технічної задачі дозволив суттєво підвищити допустимі значення експлуатаційних температур та довговічність деталей ГТД.

Основними задачами дипломної роботи є:

1) розробка та дослідження діаграми ізотермічного перетворення залишкового аустеніту цементованої сталі 13X3HBM2Ф;

2) дослідження впливу режиму термічної обробки на механічні властивості сталі;

3) обґрунтування вибору оптимальних температур операцій термічної обробки на первинну і вторинну твердість;

4) дослідження зміни структури і твердості в цементованому шарі після термічної обробки на первинну і вторинну твердість;

5) дослідження мікроструктури після проведення термічної обробки на первинну і вторинну твердість;

6) зміни частки аустеніту та температури M_p в цементованій сталі 13X3HBM2Ф;

7) встановлення структурних змін в дифузійному шарі при різних температурах відпуску при проведенні термічної обробки на вторинну твердість.

2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Зразки для проведення досліджень виготовляли зі сталі 13ХЗНВМ2Ф промислового виплавлення (виробник – завод «Дніпроспецсталь») такого хімічного складу, % (мас.): С 0,13; Мn 0,3; Si 0,35; Cr 2,96; Ni 0,96; Мо 1,94; W 0,59; V 0,38. Із прокатаних прутків діаметром 50 мм заготовки зразків отримували куванням та подальшим попереднім термічним обробленням: нормалізація від 910...930 °С, високий відпуск 660...670 °С. Механічним обробленням отримували зразки за розміром 3x20x200 мм, які згодом піддавали ХТО за режимом: наскрізна цементация при 1020...1030 °С упродовж 5,5...6 годин, безпосереднє гартування від температури цементации в маслі та наступний відпуск при 520...540 °С.

Газову цементацию здійснювали в модернізованій, пристосованій до високих експлуатаційних температур печі СШЦМ–4.6/10,5 із використанням як карбюризаторів гасу, синтину або піробензолу. Витрати карбюризаторів були такими, щоб забезпечувалася однорідна концентрація вуглецю близько 1 % по всій товщині зразків без утворення надлишкових карбідів – 0,8...1,0 см³/хв.

При приготуванні зразків для металографічного дослідження проводили їх щавлення в 4 %-му спиртовому розчині HNO₃; для вивчення структури використовувався мікроскоп МИМ-8.

Випробування ударним згином проводилось на маятниковому копрі, гранична енергія якого не перевищувала 300 Дж.. Для випробувань використовували зразки перерізом 10x10 мм, довжиною 55 мм з U-подібним концентратором напруження для визначення КСУ (r = 1 мм) та без концентратора напружень для визначення КС.

При проведенні випробувань маятник підіймали вгору і фіксували шаблоном. Стрілку встановлювали на нуль. Зразок поклали на нижні опори копра симетрично щодо опор і так, щоб U-подібний надріз був обернений в

сторону, протилежну напрямку удару. Потім, повернувши засувку, відпускали маятник, який при своєму падінні руйнував зразок і рухаючись далі, переміщав стрілку за шкалою, на якій зчитували величину енергії, збереженої маятником після руйнування зразка.

Робота ΔW_F , витрачена маятником на руйнування визначалася по залежності: $\Delta W_F = Gh_1 - Gh_2 - W_{\text{втрат}}$, де G - вага маятника; Gh_1 - потенційна енергія, запасена маятником в самому верхньому його положенні; Gh_2 - потенційна енергія, збережена маятником після руйнування зразка. $W_{\text{втрат}}$ - енергія втрат, витрачена маятником на подолання недоречних опорів (тертя в вузлах копра, опір повітря, струс копра і фундаменту, на зминання зразка на опорах і під ножем, на повідомлення енергії уламків зразка і на пружну деформацію штанги маятника).

Випробування на розтяг проводились на універсальній випробувальній машині УМЕ-10Т. Для випробування на розтяг використовували зразки з робочою частиною у вигляді циліндру. Для циліндричних зразків $l_0 / d_0 = 10$, основний діаметр $d_0 = 10$ мм., $l_0 = 100$ мм. Зразок встановлювався у захватах та розтягувався на універсальній випробувальній машині.

Для визначення твердості по Роквелу застосовували прилад типу ТК-2 (твердомір конусний). За індентор було обрано алмазний конус з кутом при вершині 120° , із $P_0 = 98\text{Н}$, $P_1 = 1373\text{Н}$, $P = 1471\text{Н}$. Твердість по Роквелу виражається в одиницях умовної шкали і визначалася як різниця глибин проникнення індентора після попереднього (P_0) та основного (P_1) навантаження. Мінімальна товщина зразків для визначення твердості по Роквелу становила 1,2 мм. Твердість визначалась на виробах та на зразках-свідках.

Циклічні випробування проводили на машинах для випробування витривалості - МВП-10000 для втомних випробувань по схемі чистого згину при обертанні. Для цього випробування було обрано гладкі циліндричні зразки діаметром 6 мм. На МВП-10000 було проведено випробування для партії зразків зі сталі 13ХЗНВМ2Ф в кількості 5 шт.

Магнітометричні дослідження для побудови діаграми ізотермічного перетворення переохолодженого аустеніту цементованої сталі проводили на установці Акулова з використанням зразків діаметром 3 та довжиною 30 мм. Ізотермічні витримки здійснювали з інтервалом 50 °С.

Кінетику перетворень аустеніту при відпуску досліджували на дилатометрі Шевенара з використанням диференційних головок HS, VN та зразків 3×3×50 мм. Використано також метод диференційного магнітного аналізу. Як еталон використані зразки із армко-заліза, розміри зразків-еталонів та досліджуваних зразків із цементованої сталі 13X3HBM2Ф з діаметром 3 та довжиною 30 мм. Кут між зразком та еталоном в утримувачі склав 75°. Швидкість нагрівання та охолодження зразків при дилатометричних та магнітометричних дослідженнях процесів при відпуску відповідала швидкостям нагрівання (охолодження) виробів у промислових умовах – 18 град/хв.

Частку аустеніту визначали на дифрактометрі ДРОН-1 у мідному випромінюванні із монохроматизацією відбитих променів. Режим знімання: напруга на аноді 35 кВ, сила струму 20 мА, зйомка велася по лініях (111) γ та (110) α , відношення інтенсивності ліній $K = I_A(111)/I_a(110) = 0,631$. Для дослідження використані зразки розмірами 3×10×20 мм, які перед рентгеноструктурними дослідженнями для усунення наклепу від механічного оброблення піддавали електролітичному поліруванню.

3 РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ АНАЛІЗ

3.1 Вплив хімічного складу сталей для деталей ГТД на властивості продуктів перетворення аустеніту

Теплостійкість - здатність металів і сплавів довго зберігати експлуатаційні властивості при підвищених температурах; характеризує верхню межу області температур, в якій вони можуть сприймати механічні навантаження без незворотної зміни форми. Втрата теплостійкості обумовлена незворотними структурними змінами в сплавах при нагріванні (розпад твердого розчину, коагуляція частинок фаз-зміцнювачів і ін.). Залежно від виду металевих виробів і їх призначення використовуються різні методи визначення теплостійкості. Для конструкційних сталей і сплавів показником теплостійкості зазвичай служить деформаційна теплостійкість - температура, при якій починає розвиватися неприпустимо велика деформація зразка, який під певним навантаженням нагрівається до певної температури. Якщо сталь відпускається при низьких температурах, приблизно 200°C, а потім нагрівається до більш високих температур, то це буде приводити до того, що структура цієї сталі буде не стабільною. Це свідчить про те, що буде продовжуватися відпуск і внаслідок цього відпуску буде втрачатися тетрагональність мартенситу і буде втрачатися твердість [14].

При обґрунтуванні вибору матеріалу для важконавантажених цементованих деталей ГТД особливу увагу приділяють теплостійкості дифузійного шару, тому що в багатьох випадках від стабільності структури та властивостей сталі залежить довговічність виробів [15].

Як показує практика останніх двох десятиліть, в арсеналі конструкторів приводів ГТД є три групи сталей, що відрізняються теплостійкістю (табл.3.1) і максимальними температурами експлуатації (табл.3.3): нетеплостійкі високонікелеві сталі 12ХН3А, 12Х2Н4А і 18Х2Н4МА; підвищеної

теплостійкості 14ХГСН2МА, 12Х2НВФА і 20Х3МВФ; високої
теплостійкості 16ХЗНВФМБ і 13ХЗНВМ2Ф [15].

Таблиця 3.1 – Хімічний склад цементовних нетеплостійких сталей,
підвищеної та високої теплостійкості, % (мас.) [16]

Група сталей	Марка сталі	C	Si	Mn	Cr	Ni	V	W	Mo	Nb	Ce
Нетеплостійкі	12ХН3А	0,09 ...0,1 6	0,17 ...0,3 7	0,30 ...0,6 0	0,60 ...0, 90	2,75 ...3,1 5	—	—	—	—	—
	12Х2Н4А	0,09 ...0,1 5	0,17 ...0,3 7	0,30 ...0,6 0	1,25 ...1, 65	3,25 ...3,6 5	—	—	—	—	—
	18Х2Н4МА	0,14 ...0,2 0	0,17 ...0,3 7	0,25 ...0,5 5	1,35 ...1, 65	4,0 ... 4,40	—	—	0,30 ... 0,40	—	—
Підвищеної теплостійкості	14ХГСН2МА	0,11 ...0,1 6	0,45 ...0,7 0	0,70 ...1,0 0	1,20 ...1, 60	1,60 ...2,0 0	≤0,06	—	0,25 ... 0,40	—	—
	12Х2НВФА	0,09 ...0,1 6	0,17 ...0,3 7	0,30 ...0,7 0	1,90 ...2, 40	0,80 ...1,2 0	0,18 ...0,2 8	1,00 ... 1,40	—	—	—
	20Х3МВФ	0,16 ...0,2 1	≤0,40	0,25 ...0,6 0	2,40 ...3, 30	≤0,50	0,60 ...0,8 5	0,30 ... 0,50	0,35 ... 0,55	—	—
Високої теплостійкості	16ХЗНВФМБ	0,10 ...0,1 6	≤0,60	0,40 ...0,8 0	2,70 ...3, 20	0,80 ...1,2 0	0,15 ...0,3 0	0,60 ... 0,90	1,60 ... 2,10	—	—
	13ХЗНВМ2Ф	0,14 ...0,1 9	0,60 ...0,8 0	0,40 ...0,6 0	2,60 ...3, 00	1,00 ...1,5 0	0,45 ...0,5 5	1,00 ... 1,40	0,40 ... 0,60	0,10 ... 0,20	0,01 ...0,0 5

Основною ідеєю при створенні сталі 13ХЗНВМ2Ф був перехід до принципово нової технології ХТО цементовних конструкційних сталей - обробці на вторинну твердість. Сталь 13ХЗНВМ2Ф, як, наприклад, і інструментальні сталі Х12М, Х12Ф1, дозволяє проводити обробку як на первинну, так і вторинну твердість.

На підставі літературних даних [17] проаналізовано вплив легування карбідоутворювачами на теплостійкість цементовних сталей при їх ХТО на первинну твердість. Як показник використано відношення температур відпуску сталей, котрі забезпечують твердість цементованої сталі не нижче HRC 58, до суми карбідоутворювачів та суми легувальних елементів (табл. 3.2).

Таблиця 3.2 – Ефективність впливу карбідоутворювачів (ку) та в цілому легувальних елементів (л.е.) на теплостійкість цементованих сталей [17]

Сталь	12ХН3А	12Х2Н4А	14ХГСН2МА	12Х2НВФА	20Х3МВФ	16ХЗНВФМБ	13ХЗНВМ2Ф	
Варіант ХТО	На первинну твердість						На первинну твердість	На вторинну твердість
1	2	3	4	5	6	7	8	9
Сума карбі- доутворювачів Σ ку, %	0,95	1,6	1,87	2,5	4,65	4,83	5,87	5,87
Сума легувальних елементів Σ л.е., %	3,95	4,6	4,37	3,4	4,65	5,73	6,67	6,67

Продовження таблиці 3.2

1	2	3	4	5	6	7	8	9
Температура відпуску $t_b, ^\circ\text{C}$	170	180	230	270	300	320	350	530
Відношення: $t_b/\Sigma_{\text{ку}}, ^\circ\text{C}/\%$	179	113	123	108	65	66	60	90
Відношення: $t_b/\Sigma_{\text{л.е}}, ^\circ\text{C}/\%$	43	39	53	79	65	56	52	80

На підставі даних табл. 3.2, можна стверджувати, що за ефективністю використання легувальних елементів сталь 13ХЗНВМ2Ф при обробці на первинну твердість поступається сталям 14ХГСН2МА, 12Х2НВФА, 20Х3МВФ та 16ХЗНВФМБ, так як має найнижчі показники відношення температури відпуску досуми карбідоутворювачів та суми легувальних елементів. При збільшенні температури відпуску до 530 °С, тобто при проведенні ХТО на вторинну твердість, показники відношення температури відпуску до суми карбідоутворювачів та суми легувальних елементів значно збільшилось, при тому що хімічний склад сталі не змінився.

Якщо порівнювати сталі 13ХЗНВМ2Ф та 16ХЗНВФМБ, які належать до групи сталей із високою теплостійкістю і є спорідненими, то можна стверджувати, що сталь 13ХЗНВМ2Ф при обробці на вторинну твердість має свої переваги:

– показник відношення температури відпуску досуми карбідоутворювачів у сталі 16ХЗНВФМБ становить 66, а для сталі 13ХЗНВМ2Ф при обробці на первинну твердість – 60, а на вторинну твердість він збільшується до 90, тобто підвищення температури відпуску до

530 °C сприяє більш ефективному впливу карбідоутворювачів на теплостійкість сталі.

– показник відношення температури відпуску досуми легувальних елементів у сталі 16ХЗНВФМБ становить 56, а для сталі 13ХЗНВМ2Ф при обробці на первинну твердість – 52, а на вторинну твердість він збільшується до 80, тобто підвищення температури відпуску до 530 °C сприяє більш ефективного впливу легувальних елементів на теплостійкість сталі.

Слід зазначити, що після ХТО на вторинну твердість для сталі 13ХЗНВМ2Ф вплив легувальних елементів на теплостійкість став найбільш ефективним у порівнянні із іншими сталями.

І це говорить про те, що при обробці на первинну твердість використання цієї сталі – малоефективне. Пояснення цьому, ймовірно, слід шукати в недостатньому розчиненні карбідів цементитного та спеціальних типів при гартуванні від прийнятих у практиці ХТО температур 810...920°C. Водночас гартування від 950...980 °C підвищує стійкість аустеніту і тому після оброблення холодом при - 80...- 60 °C, відпуску при 300...350 °C в цементованих сталях може зберігатися неприпустимо велика для зубчастих передач частка залишкового аустеніту (30...40 %).

Після завершальних операцій ХТО (оброблення холодом при температурах -80...-60 °C та відпуску при температурах 160...350 °C) залишається 8...15 % аустеніту. При цьому залишається можливість часткового перетворення залишкового аустеніту в нижній бейніт у цементованих сталях 12Х2НВФА, 20Х3МВФ, 13ХЗНВМ2Ф, температури відпуску яких перевищують температури M_p [17].

Для підвищення теплостійкості і більш ефективного використання легувальних елементів для сталі 13ХЗНВМ2Ф розроблено ХТО, котра передбачає цементацію при 1030 ± 10 °C, безпосереднє гартування та 4...5-ти разовий відпуск при 530 ± 10 °C.

Вирішення задачі щодо підвищення допустимих температур експлуатації цементованих деталей здійснюється за напрямками: збільшення

легованості цементованих сталей із ХТО на первинну твердість за оптимальними режимами; комплексне насичення дифузійного шару, наприклад вуглецем та азотом; використання для конструкційних комплексно- та середньолегованих сталей ХТО з подальшою обробкою на вторинну твердість.

Вибір температур гартування (табл. 3.3) обумовлений легованістю сталі, її теплостійкістю і кількістю аустеніту при гартуванні [16].

Таблиця 3.3 – Оптимальні температури операцій ХТО цементованих сталей та максимальна температура експлуатації [16]

Марка сталі	Температура операції, °C					Темпер.експл., °C (максим.)
	Цементациї	Високого відпуску	Гартування	Обробки холодом	Відпуску	
12ХН3А, 12Х2Н4А, 18Х2Н4МА	920...950	650...680	780...810	-70...-60	180...190	130...140
14ХГСН2МА	920...950	630...650	820...840	-70...-60	210...230	170...180
12Х2НВФА	920...930	650...670	870...890	-80...-60	240...260	200...210
20Х3МВФ	940...950	650...680	920...940	-70...-60	320...340	250...270
16Х3НВФМБ	930...950	670...680	910...920	-80...-60	350...400	300...350
13Х3НВМ2Ф	930...940	650...680	900...920	-75...-65	300...350	270...300

Комплексне легування сталей підвищеної та високої теплостійкості, збільшення вмісту таких карбідоутворювальних елементів, як вольфрам,

молібден, ванадій, ніобій супроводжується підвищенням температури гартування до 830...840 °С сталі 14ХГСН2МА і 900...920 °С сталей 16ХЗНВФМБ і 13ХЗНВМ2Ф. Кількість залишкового аустеніту після гарту не перевищує 25...30%, а після обробки холодом при –80...–60 °С (~ 1 година) знижується до 10 ... 15%. Тому однією із основних задач даної роботи є дослідження перетворення аустеніту в цементованій сталі 13ХЗНВМ2Ф.

3.2 Перетворення аустеніту в цементованій сталі 13ХЗНВМ2Ф та їх обговорення

Перетворення аустеніту в теплостійких цементованих сталях при їх обробленні на первинну твердість досліджені доволі ґрунтовно. Так, після гартування від 810...920 °С в поверхневій (робочій) частині дифузійного шару, температура M_p якого сягає 120...200 °С, а $M_k < 0^\circ\text{C}$, фіксується 20...25 % залишкового аустеніту. Це означає, що основна частина мартенситу утворюється при гартуванні.

Особливістю ХТО цементованих сталей на первинну твердість є використання після цементації проміжного високотемпературного відпуску при 630 ... 680 °С, який дозволяє вирішити два завдання:

- забезпечити задовільну оброблюваність різанням цементованої сталі і серцевини перед операцією гарту;
- знизити кількість і стійкість залишкового аустеніту після гарту в результаті зв'язування частини вуглецю і легувальних елементів в стійкі карбіди.

Термічна обробка на первинну твердість сталі 13ХЗНВМ2Ф проводилась за режимом : цементація 950 °С, високий відпуск 680 °С, гартування 915 °С, обробка холодом при – 70 °С, відпуск 350 °С. Графік термічної обробки на первинну твердість зображено на рисунку 3.1.

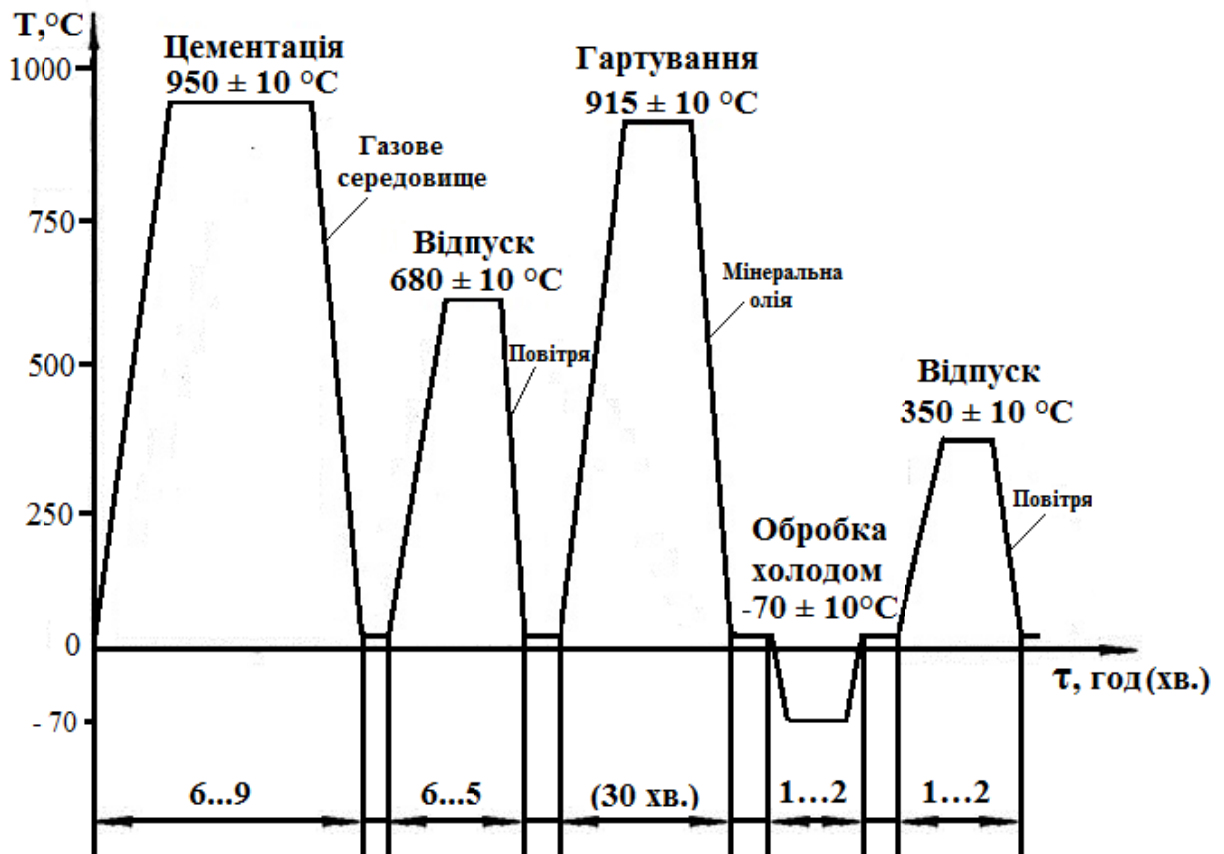


Рисунок 3.1 – Графік термічної обробки на первинну твердість сталі 13ХЗНВМ2Ф

В процесі ХТО сталі 13ХЗНВМ2Ф на первинну твердість відбуваються такі зміни структури і твердості в цементованому шарі:

- після цементації 950°C, 6...9 годин, з охолодженням в газовому середовищі фіксується така структура: мартенсит + троостит + бейніт + карбіди, HRC 48 ... 52;
- після високотемпературного відпуску 680°C, 5...6 годин, з охолодженням на повітрі фіксується така структура: сорбіт + карбіди, HRC 30...35;
- після гартування 915 °C, 10...30 хв, з охолодженням в маслі фіксується така структура: мартенсит + аустеніт залишковий (25 ... 30%) + карбіди, HRC 59 ... 60;

– після обробки холодом мінус 70 °С, 1...2 години, з охолодженням на повітрі фіксується така структура: мартенсит + аустеніт залишковий (10...15%) + карбіди, HRC 62 ... 64;

– після відпуску 350 °С, 1...2 години, з охолодженням на повітрі, фіксується така структура: мартенсит відпущений + мартенсит відпуску + аустеніт залишковий (8...15 %) + нижній бейніт + високодисперсні карбіди, HRC 60 ... 61.

У сталях підвищеної та високої теплостійкості, крім того, має місце перетворення після відпуску частини залишкового аустеніту в мартенсит при охолодженні нижче 120 °С. Тому остаточна структура цементованого шару складається з мартенситу відпущеного, карбідів, що утворилися при цементації, високо- і низькотемпературних відпусках, нижнього бейніту, залишкового аустеніту (не більше 10%), а також мартенситу відпуску. Застосована після остаточного шліфування, хонінгування стабілізаційна термічна обробка не тільки знижує залишкові напруження, але і відпускає мартенсит, отриманий при відпуску [16].

Відомо, що інструментальні сталі, леговані 3% хрому, вольфрамом, ванадієм відносяться до вториннотвердіючих. Тому комплексно легована сталь 13ХЗНВМ2Ф в принципі схильна до вторинного твердіння, але для реалізації цієї можливості температури гартування повинні бути на 70...100 °С вищі прийнятих при ХТО на первинну твердість.

Гартування цементованих виробів з повторного нагріву від високих температур пов'язана з появою таких дефектів, як, наприклад, знеуглецювання, викривлення. В автомобілебудуванні цю проблему усувають завдяки застосуванню безпосереднього гарту після нітроцементації.

Для цементованих сталей відповідального призначення розмір зерна не повинен перевищувати 7...8 номера (рис. 3.2) , тому при обґрунтуванні параметрів цементації (гарту) випробувані температури 1000 і 1030 °С [16].

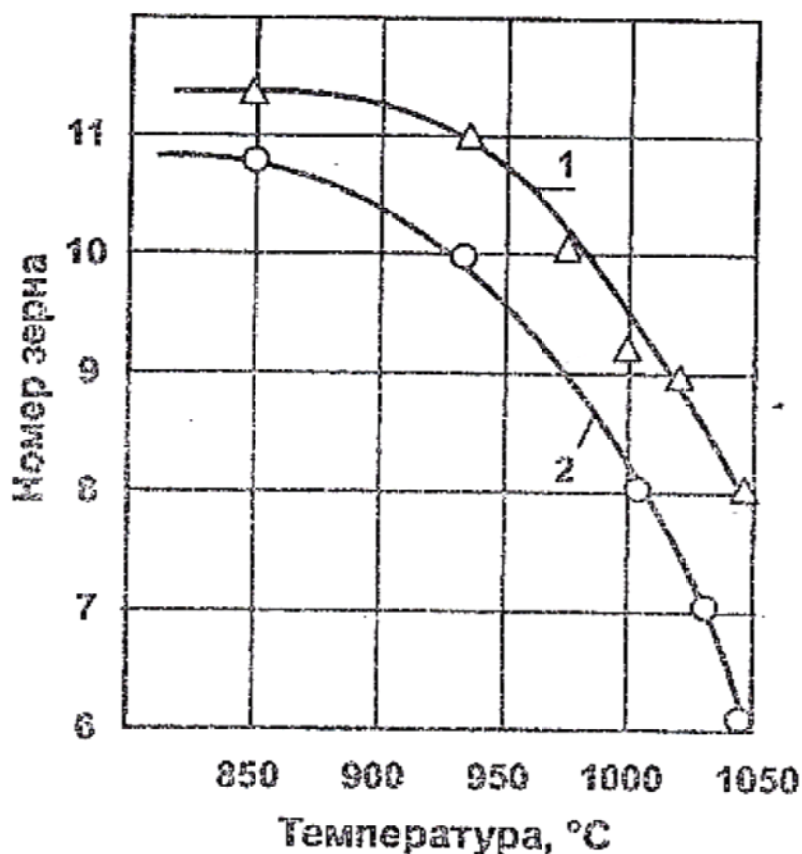


Рисунок 3.2 – Вплив температури цементациї ($\tau = 3$ години) на розмір аустенітного зерна сталей 16ХЗНВФМБ (1) і 13ХЗНВМ2Ф (2) [16]

Як бачимо з рисунку 3.2, при цементациї 1000 °С в сталях 16ХЗНВФМБ і 13ХЗНВМ2Ф зберігається 8...9 номер зерна.

Це пов'язано із тим, що сталі леговані V, W, Mo, а сталь 16ХЗНВФМБ додатково легована Nb, тобто сталі відносяться до спадково-дрібнозеренних, через що при підвищених температурах здатні зберігати дрібне зерно.

Вплив температури цементациї (гартування) і відпуску на твердість цементованої сталі 13ХЗНВМ2Ф наведено у таблиці 3.4. [16]

Обидві температури цементациї (гартування) $1000 \pm 10^\circ\text{C}$ та $1030 \pm 10^\circ\text{C}$ для сталі 13ХЗНВМ2Ф із раціональним 4–5-ти кратним відпуском при 530...540 °С дозволяють гарантовано отримувати на деталях твердість HRC 60...61.

Таблиця 3.4 – Вплив температури цементації (гартування) і відпуску на твердість цементованої сталі 13ХЗНВМ2Ф [16]

Марка сталі	Темпер. Цемент. (гарт), °С	Тверд. після гарту, HRC	Темпер. відпуску, °С	Твердість після відпуску, HRC				
				1	2	3	4	5
13ХЗНВМ2Ф	1000±10	40...45	520±5	48...50	54...58	57...58	58...59	59,5...60
			540±5	54...57	59...60	60...61	60...61	59...60
			560±5	56...57	59	59...60	59	58...59
	1030±10	36...38	520±5	41	48	55...56	59...60	60
			540±5	50	55	58...59	60...61	61
			560±5	56	60...61	59...60	59	59

На підставі даних таблиці 3.4 і дослідженні [16] впливу температури цементації сталей 16ХЗНВФМБ і 13ХЗНВМ2Ф на розмір аустенітного зерна вперше для цементованих деталей ГТД запропонована ХТО, котра передбачає цементацію при 1030±10 °С, безпосереднє гартування та 4...5-ти разовий відпуск при 530±10 °С.

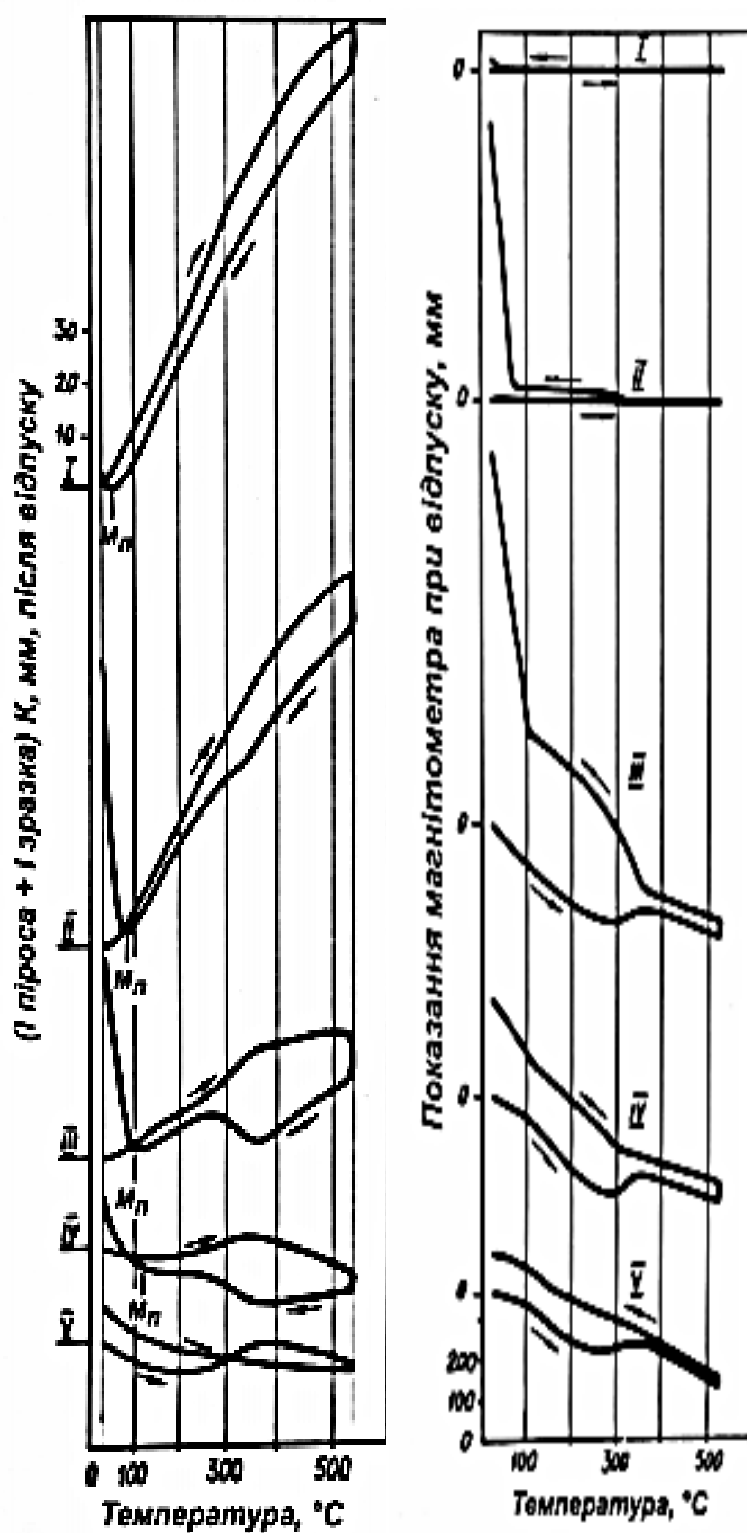
В таблиці 3.5 для сталі 13ХЗНВМ2Ф наведено дані щодо зміни її твердості, частки аустеніту та температури Мп.

Таблиця 3.5 – Зміна частки аустеніту, твердості та температури Мп цементованої сталі 13Х3НВМ2Ф по операціях ХТО на вторинну твердість

Стан зразків	Після цементації та безпосереднього гарту	Після відпуску при 530 °С				
		першого	другого	третього	четвертого	п'ятого
Твердість, HRC	38	46	54	58	61	61
Частка аустеніту, %	95	90	59	34	20	15
Температура Мп, °С	нижче 20	50	80	100	110	120

Завдяки комплексному легуванню та високій температурі цементації температура Мп сталі нижча за 20 °С і в зразках фіксується після охолодження до кімнатної температури практично аустенітна структура. Перетворення аустеніту за даних табл. 3.7 відбувається після відпусків, внаслідок чого частка γ - фази зменшується до 15 %, а твердість від HRC 38 після гартування зростає після п'яти відпусків до HRC 61. У зв'язку з цим досліджували перетворення, що відбуваються при відпуску 530°С і записували дилатометричні криві.

Дилатометричними дослідженнями показано, що при нагріванні при відпуску в інтервалі температур 230...320 °С відбувається перетворення частини залишкового аустеніту в нижній бейніт (рис 3.3).



а)Дилатометрична крива

б)Магнітометрична крива

Рисунок 3.3 – Дилатометричні (а) та магнітометричні (б) криві відпуску зразків цементованої сталі 13X3HBM2Φ

Дилатометричними дослідками (рис 3.3) показано, що при відпуску сталей з аустенітного стану, вони послідовно проходять процеси: перетворення частини аустеніту в бейніт при нагріванні; карбідоутворення, збіднення аустеніту і мартенситу вуглецем і легувальними елементами при ізотермічній витримці; перетворення збідненого аустеніту при охолодженні частково в бейніт і переважно в мартенсит.

При другому-п'ятому відпуску крім того відбувається відпуск утвореного на попередній стадії мартенситу.

Після п'ятого відпуску кількість залишкового аустеніту не перевищує 10%.

Після першого відпуску частка аустеніту зменшується лише на 5 %, при цьому перетворення $A \rightarrow M$ розпочинається при доволі низькій температурі – близько 50°C , перетворень у інших температурних областях при цьому відпуску не зафіксовано.

По мірі збільшення кількості відпусків, збіднення аустеніту на вуглець та легувальні елементи зростають температури M_p , зменшується частка аустеніту та зростає твердість

Збіднення аустеніту підтверджується дилатометричними дослідженнями (рис 3.3): зменшується довжина зразків при ізотермічній витримці при 530°C як наслідок зменшення параметрів ґратки аустеніту.

Разом із цим при нагріванні та охолодженні при 2–5 відпусках в інтервалах температур нагрівання $280 \dots 350^{\circ}\text{C}$ та охолодження $350 \dots 280^{\circ}\text{C}$ відбувається перетворення аустеніту зі збільшенням об'єму зразків.

Зважаючи на наведені температури, це, найімовірніше, є результатом перетворення аустеніту в нижній бейніт.

Отже, термічна обробка на вторинну твердість сталі 13ХЗНВМ2Ф проводилась за режимом : цементація 1030°C , безпосередній гарт, відпуск при 530°C , п'ятикратний.

Графік термічної обробки на вторинну твердість зображено на рисунку 3.4.

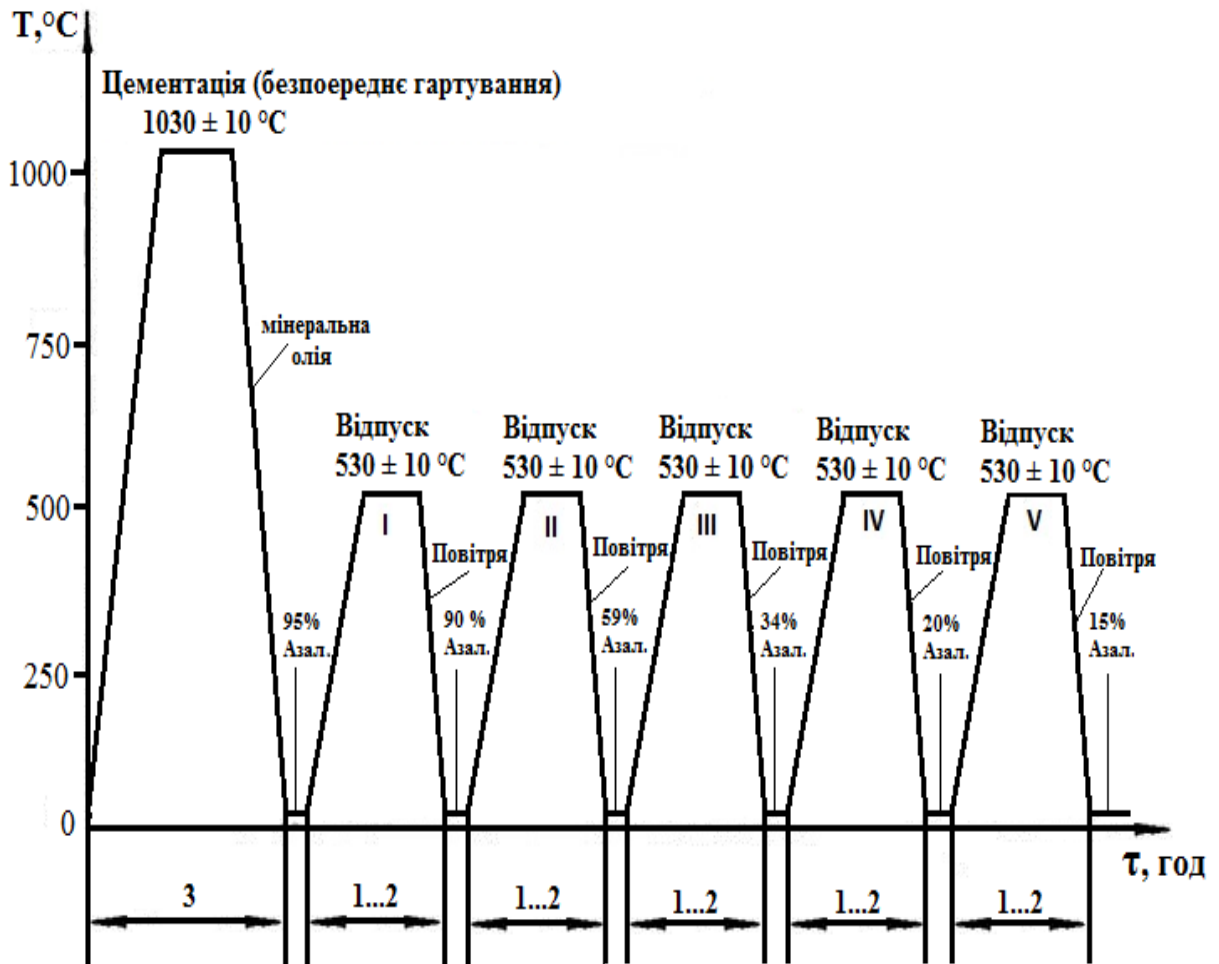


Рисунок 3.4 – Графік термічної обробки на вторинну твердість сталі 13ХЗНВМ2Ф

В процесі ХТО сталі 13ХЗНВМ2Ф на вторинну твердість відбуваються такі зміни структури і твердості в цементованому шарі:

– після цементації (безпосереднього гартування) при 1030°C , 2,5...3 години, з охолодженням в мінеральній олії фіксується структура: аустеніт залишковий (95 %) + карбіди, HRC 36...38;

За даними рентгеноструктурного аналізу в частині цементованого шару з вмістом вуглецю понад 0,95% в досліджених сталях

гартуванням фіксується понад 90% залишкового аустеніту (рис. 3.5). Тому твердість сталей після гарту не перевищує HRC 45.



Рисунок 3.5 – Мікроструктура цементованої та загартованої сталі 13X3HBM2Ф. Температура цементації та гарту 1030 °С, $\times 100$

Завдяки високій температурі цементації забезпечується плавний розподіл вуглецю до 0,6 .. 0,7 мм і при раціональній подачі карбюризатора відсутні грубі приграничні карбіди.

– після першого відпуску при 530°C, 1...2 години, з охолодженням на повітрі фіксується така структура: аустеніт залишковий (90 %) + мартенсит + високодисперсні спеціальні карбіди, HRC 45..49;

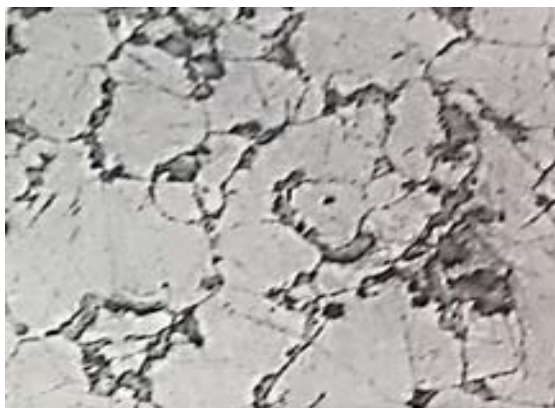
– після другого відпуску при 530°C, 1...2 години, з охолодженням на повітрі фіксується така структура: мартенсит + аустеніт залишковий (59 %) + нижній бейніт + високодисперсні спеціальні карбіди, HRC 48...55;

– після третього відпуску при 530°C , 1...2 години, з охолодженням на повітрі фіксується така структура: мартенсит + аустеніт залишковий (34 %) + нижній бейніт + високодисперсні спеціальні карбіди, HRC 58...59;

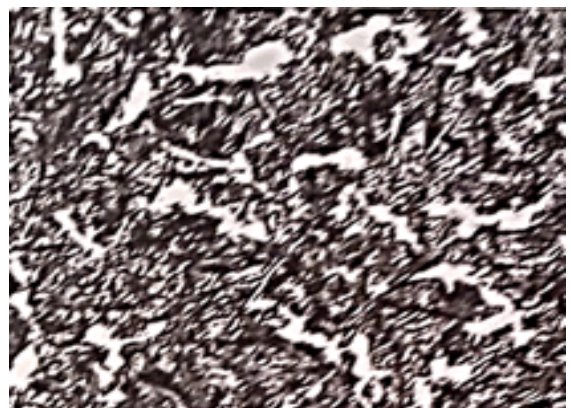
– після четвертого відпуску при 530°C , 1...2 години, з охолодженням на повітрі фіксується така структура: мартенсит + аустеніт залишковий (20 %) + нижній бейніт + високодисперсні спеціальні карбіди, HRC 60...61;

– після п'ятого відпуску при 530°C , 1...2 години, з охолодженням на повітрі фіксується така структура: мартенсит + аустеніт залишковий (< 15%) + нижній бейніт + високодисперсні спеціальні карбіди, HRC 61.

На рисунку 3.6 зображено мікроструктури дифузійного шару сталі 13ХЗНВМ2Ф після цементації 1030°C , гартування безпосередньо з цементаційного нагріву і термічної обробки [18].



а)Ізотерма 530°C , 3 год., вода



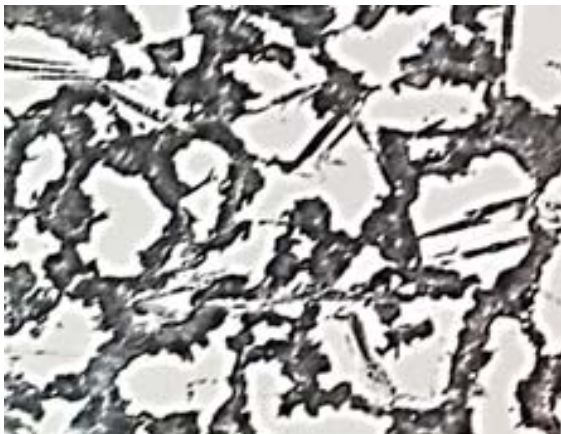
б)Ізотерма 530°C , 3 год., вода +
відпуск 530°C , 2-х кратно по 1 год

Рисунок 3.6 – Мікроструктура дифузійного шару сталі 13ХЗНВМ2Ф після цементації 1030°C , гартування безпосередньо з цементаційного нагріву і термічної обробки: а – ізотерма 530°C , 3 год., вода; б – «а» + відпуск 530°C , 2-х кратно по 1 год.[18]

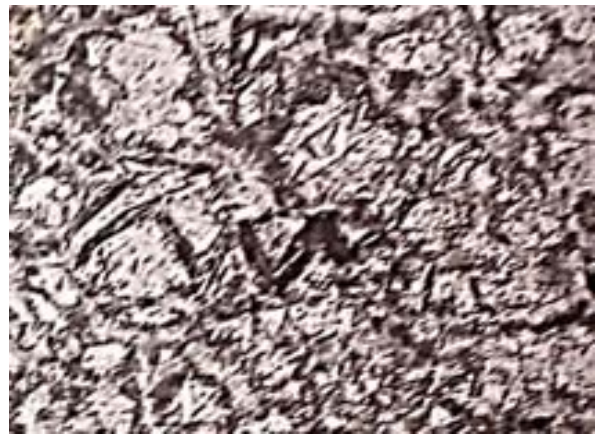
На рисунку 3.6 (а, б) видно, що при ізотермі 530°C , 3 год., з охолодженням у воді отримали мікроструктуру дифузійного шару для сталі

13ХЗНВМ2Ф, яка складається з мартенситу і трооститу (зображений темним), а вже після відпуску при 530°C, 2-х кратно по 1 год. бачимо структуру, яка складається з мартенситу відпущеного і світлої складової, яка нагадує аустеніт залишковий, хоча, насправді, це трооститна складова.

На рисунку 3.7 зображено мікроструктури дифузійного шару сталі 13ХЗНВМ2Ф після цементації 1030 °С, гартування безпосередньо з цементаційного нагріву і термічної обробки.



в)Ізотерма 575°C, 2 год.



г)Ізотерма 575°C, 2 год.+ відпуск
530°C, 2-х кратно по 1 год.

Рисунок 3.7 – Мікроструктура дифузійного шару сталі 13ХЗНВМ2Ф після цементації 1030 °С, гартування безпосередньо з цементаційного нагріву і термічної обробки: в – ізотерма 575°C, 2 год., вода; г – «в» + відпуск 530°C, 2-х кратно по 1 год. [18]

На рисунку 3.7 (в, г) видно, що температура процесу зростає, і що при ізотермі 575°C, 2 год., з охолодженням у воді отримали мікроструктуру дифузійного шару для сталі 13ХЗНВМ2Ф, яка складається вже з більшої кількості мартенситу і трооститу, так як при підвищеній температурі більша кількість аустеніту встигне перетворитися в троостит. А вже після відпуску при 530°C, 2-х кратно по 1 год. бачимо структуру, яка складається з

мартенситу і сірої складової – це теж троостит, який травиться так само, як і мартенсит.

На рисунку 3.8 зображено мікроструктури дифузійного шару сталі 13Х3НВМ2Ф після цементації 1030 °С, гартування безпосередньо з цементаційного нагріву і термічної обробки



д)Ізотерма 620°С, 1 год.



е)Ізотерма 620°С, 1 год.+ відпуск 530°С, 2-х кратно по 1 год.

Рисунок 3.8 – Мікроструктура дифузійного шару сталі 13Х3НВМ2Ф після цементації 1030 °С, гартування безпосередньо з цементаційного нагріву і термічної обробки: д – ізотерма 620°С, 1 год., вода; е – «д» + відпуск 530°С, 2-х кратно по 1 год.[18]

На рисунку 3.8 (д, е) видно, що температура процесу ще зростає , і що при ізотермі 620°С, 1 год., з охолодженням у воді отримали мікроструктуру дифузійного шару для сталі 13Х3НВМ2Ф, яка складається з мартенситу і сорбіту. А вже після відпуску при 530°С, 2-х кратно по 1 год. бачимо структуру, яка складається з мартенситу і чорної складової – це сорбіт, який травиться сильніше мартенситу.

Пояснення тому, що це за світла складова, яка виглядає як аустеніт залишковий, пов'язано із температурою відпуску при 530 °С. Скоріш за все цією світлою складовою є троостит, який погано травиться при 530 °С.

Очевидно, що на рисунку 3.6 (б) зображено високодисперсну трооститну суміш, яка не травиться після термічної обробки, тому й виглядає як світла складова. При підвищенні температури, на рисунку 3.7 (г) ця суміш почала сіріти. Вона чітко відрізняється від фону мартенситу. При досягненні температури 620°С, на рисунку 3.8 (е) бачимо, що собрбіт виглядає чорним, так як він добре диференційований, то він краще травиться ніж мартенсит.

Зміна кольору трооститу пов'язана з дисперсністю Ф-К суміші, і чим грубіші будуть ці частинки, тим темнішими вони будуть в мікроструктурі. Напевно, високодисперсна Ф-К суміш трооститу, отриманого при 530°С, має більш високий електрохімічний потенціал у порівнянні з мартенситом і тому вона не травиться і залишається світлою. Збільшення температури ізотермічного розпаду приводить до зниження ступеня дисперсності трооститу і його електрохімічного потенціалу.

За характеристиками міцності сталь 13ХЗНВМ2Ф після обробки на вторинну твердість перевищує властивості сталі, яка оброблювалась на первинну твердість. Внаслідок дисперсійного зміцнення і в серцевині вторинне твердіння знижує пластичні властивості і ударну в'язкість.

Так як при першому режимі ХТО температура цементації нижча, а після неї одразу проводимо високий відпуск і гартування, то при такому режимі термічної обробки відбувається перетворення аустеніту в мартенсит. Кількість мартенситу після гартування велика, а кількість аустеніту залишкового - мала, тому твердість сталі 13ХЗНВМ2Ф буде підвищеною вже після самого гартування. Це пов'язано з тим, що було обрано низькі температури гартування, а температури початку мартенситного перетворення – підвищенні, тому фіксується порівняно не велика кількість аустеніту залишкового, і він в основному перетворюється в мартенсит.

Механічні властивості сталі 13ХЗНВМ2Ф після різних режимів термічної обробки наведено в таблиці 3.6 .

Таблиця 3.6 – Механічні властивості сталі 13ХЗНВМ2Ф після різних режимів термічної обробки

Варіант ХТО	Режим ХТО	Серцевини							Цементованої сталі		
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Ψ , %	KCU, Дж/см ²	HRC	σ_{-1} , МПа	HRC	σ_{-1} , МПа	Контакт. витрив. циклів при $\sigma_k = 2300$ МПа
На первинну твердість	Ц.м. 950°C,	1150	950	17	60	90...100	41	570	≥60	910	21 *10 ⁶
	В.В. 680°C ,	...	...	...	...		...	...		...	
	Г. 915°C , В 350°C	1300	980	21	65		43	600		930	
На вторинну твердість	Ц.м. 1030°C	1380	970	14	56	50...77	42	600	≥60	≥910	39 *10 ⁶
	Безпос. Г,	...	...	...	...		...	...			
	В.530°C, п'ятикратн.	1490	1100	20	63		44	640			

Виходячи із даних таблиці 3.6 можна порівняти обидва варіанти, ХТО для сталі 13ХЗНВМ2Ф.

Так як при першому режимі ХТО температура цементації нижча, а після неї одразу проводимо високий відпуск і гартування , то при такому режимі термічної обробки відбувається перетворення аустеніту в мартенсит. Кількість мартенситу після гартування велика, а кількість аустеніту залишкового - мала, тому твердість сталі 13ХЗНВМ2Ф буде підвищеною вже після самого гартування. Це пов'язано з тим , що було обрано низькі

температури гартування, а температури початку мартенситного перетворення – підвищенні, тому фіксується порівняно не велика кількість аустеніту залишкового, і він в основному перетворюється в мартенсит.

А при ХТО на вторинну твердість після гартування вже фіксується велика кількість аустеніту залишкового, приблизно 90-95 %, тому для того, щоб зменшити кількість залишкового аустеніту, необхідно проводити п'ятикратний відпуск.

Сказане вище пояснює різницю в механічних властивостях у серцевині: а саме при обробці на первинну твердість границя міцності, границя плинності та границя витривалості нижчі, ніж при обробці на вторинну твердість, а відносне звуження і видовження та КСU вищі. В цементованому стані значення границі витривалості більші при обробці на первинну твердість, а контактної довговічності менші. Значення HRC практично однакове як у серцевині так і в цементованій сталі.

Враховуючи, що в деяких конструкціях ГТД висувуються високі вимоги до ударної в'язкості цементованих деталей, наприклад, вище 80...100 Дж/см², при випробуванні сталі 13ХЗНВМ2Ф, обробленої на вторинну твердість, виникли ускладнення внаслідок її пониженої ударної в'язкості – 50...77 Дж/см². При цьому традиційно не враховується той незаперечний факт, що матеріал цементованих деталей – композиційний і властивості серцевини не характеризують конструкційні властивості деталей. Тому було випробувана ударна в'язкість зразків із сталі 13ХЗНВМ2Ф після різної обробки (табл. 3.7). Цементована сталь випробувалась на зразках без концентратора напружень [16].

Таблиця 3.7 – Ударна в'язкість сталі 13ХЗНВМ2Ф [16]

Варіант ХТО	Серцевини КСU, Дж/см ²	Цементованої сталі КС, Дж/см ²
-------------	--------------------------------------	--

На первинну твердість	90...100	29...38
На вторинну твердість	50...77	24...34

Цементований шар характеризується високою твердістю, крихкістю різко знижує конструкційну ударну в'язкість і по суті робить її мало залежною від ударної в'язкості серцевини. Так, наприклад, за даними табл. 3.7 відмінність ударної в'язкості серцевини складає 23 ... 44%, а цементованої сталі всього лише 10 ... 14%.

Ударна в'язкість інструментальної сталі X12Ф1 після відпуску в інтервалі температур 300 ... 350 °С на твердість HRC 63 ... 58,5 і визначена на гладких зразках знаходиться в межах КС 25 ... 35 Дж /см². Незважаючи на більш в'язку серцевину, цементована сталь 13ХЗНВМ2Ф має практично таку ж ударну в'язкість, як і сталь X12Ф1.

Як впливає з вищесказаного, цементовні сталі високої теплостійкості обробляються на первинну твердість (16ХЗНВФМБ), на первинну або вторинну твердість (13ХЗНВМ2Ф) в залежності від умов експлуатації виробів. В процесі відпрацювання технології ХТО на вторинну твердість, промислового випробування сталі 13ХЗНВМ2Ф виявлено ряд недоліків технології і сталі. Так, наприклад, не завжди доцільний безпосередній гарт з цементаційного нагріву, для ряду деталей необхідна подвійна цементація для отримання на зубах і шліцах шарів різної глибини. При повторному нагріванні цементованої сталі вище 980°С відбувається зростання зерна в шарі. Недостатня стійкість аустеніту при температурі відпуску 530...540 °С є причиною його часткового перетворення в ферито-карбідну суміш. З огляду на те, що перетворення починається біля границь зерен, а його продукти мають понижену твердість, то можливим є пониження контактної витривалості.

Комплексні дослідження операції відпуску дозволили отримати інформацію про процеси, що відбуваються при відпуску цементованої сталі 13X3HBM2Ф.

Велике теоретичне та практичне значення для матеріалознавства і термічного оброблення мають діаграми ізотермічного та термокінетичного перетворення аустеніту. У класичному розумінні методика їх побудови передбачає аустенітизацію і подальше дослідження перетворення аустеніту при заданих температурі або швидкості охолодження.

У представленій роботі використано інший підхід. Внаслідок того, що після гарту при 20 °С отримано практично аустенітну структуру, зразки нагрівали до заданих температур, фіксували точки початку і завершення перетворення аустеніту і будували діаграму ізотермічного перетворення залишкового аустеніту цементованої сталі 13X3HBM2Ф (рис 3.9).

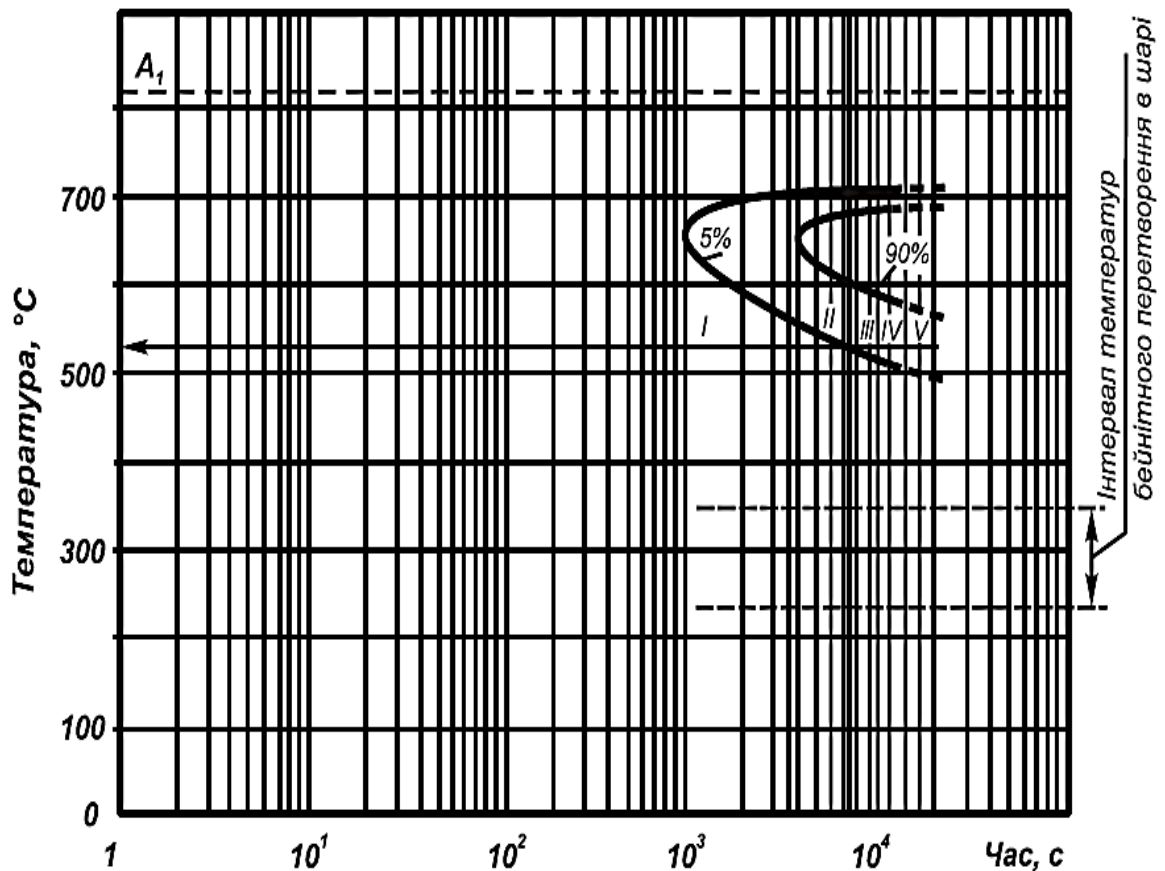


Рисунок 3.9 – Діаграма ізотермічного перетворення залишкового аустеніту цементованої сталі 13X3HBM2Ф

На підставі отриманої діаграми ізотермічного перетворення (рис 3.9) аустеніту показано можливість часткового перетворення аустеніту у ферито-карбідну суміш. Зважаючи на температуру відпуску 530 °С, найбільш імовірно, що вона являє собою троостит. На відміну від високолегованих швидкорізальних сталей, котрі також термічно обробляються на вторинну твердість і відпускаються при температурі 560 °С, при якій аустеніт має дуже велику стійкість (до 28 годин), аустеніт у цементованій сталі 13ХЗНВМ2Ф внаслідок середнього легування має понижену стійкість при температурах відпуску 530...540 °С і після 1,5 годинної витримки розпочинається перетворення $A \rightarrow \Phi + K$. Це означає, що при технологічній витримці при другому відпуску розпочинається дифузійне перетворення аустеніту, в результаті чого по межах аустенітних зерен утворюються трооститні колонії [17].

Використання додаткової операції термічної обробки між відпусками: обробки холодом при -70 °С, 1...2 години з охолодженням на повітрі, призведе до того, що після обробки холодом малостійка частина аустеніту при відпуску перетвориться на мартенсит, а не троостит, що призведе до підвищення контактної витривалості і зносостійкості.

Позитивні результати цієї роботи сприяють зниженню матеріаломісткості, збільшенню ресурсу і конкурентоспроможності ГТД. Тому важливо, що отримані нами результати мають значну наукову та практичну цінність.

4 ЕКОНОМІЧНА ЧАСТИНА

4.1 Тенденції розвитку світового ринку технологій

Ринок технологій є найважливішим фактором сучасної міжнародної економіки.

Сучасне ринкове середовище характеризується тим, що технології, безперервно розвиваючись, змінюють ринок, формуючи нові потреби і видозмінюючи зв'язані технологічні ланцюжки.

Світові ринки технологій служать своєрідним полігоном, на якому проходять вирішальні випробування і здійснюється відбір нововведень, що розробляються в науково-дослідних і виробничо-технічних підрозділах різних країн.

Починаючи з 70-х років минулого століття інтенсивно проводилися роботи по розробці, всебічному дослідженню, промисловому випробуванню і освоєнню цеменованих сталей різної теплостійкості, призначеної для виробництва зубчастого колеса, вал-шестерень, втулок, коліс, осі і т.п.

З метою підвищення допустимих температур експлуатації зубчатих передач (ЗП) газотурбінних двигунів (ГТД) було розроблено цементовану конструкційну сталь 13ХЗНВМ2Ф високої теплостійкості. Вона дозволяє замінити менш теплостійкі сталі 14ХГСН2МА, 12Х2НВФА, 20Х3МВФ не лише завдяки підвищеному та комплексному легуванню, але й через спеціально розроблений для неї хіміко-термічній обробці, яка передбачає використання ефекту вторинного твердіння. Подібний комплексний підхід до вирішення цієї важливої науково-технічної задачі дозволив суттєво підвищити допустимі значення експлуатаційних температур (до 450 °С для сталі 13ХЗНВМ2Ф) та довговічність ЗП ГТД.

Зростання попиту на сталь в Україні та на ринках, що розвиваються, буде залишатися на рівні 80-85% у середньостроковій і довгостроковій перспективах, що позитивно вплине у першу чергу на вертикально

інтегровані і диверсифіковані сталеливарні компанії з більш низькими витратами. Це частково компенсує більш слабкий попит на розвинених ринках, особливо в Росії та Казахстані. Структуру ринку цементованої сталі 13X3HBM2Ф показано на рисунку 4.1 [18].

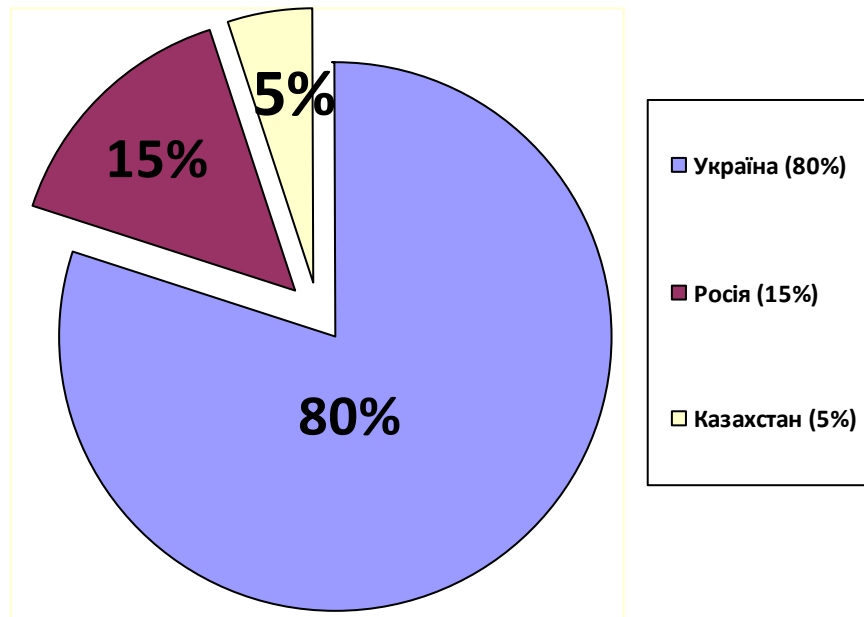


Рисунок 4.1 – Структура ринку цементованої сталі 13X3HBM2Ф [18]

При розробці сталі 13X3HBM2Ф безпосередньо брали участь співробітники ВІАМ, кафедри металознавства та термічної обробки ЗМІ-ЗНТУ, різних науково-дослідних організацій, конструкторських бюро, моторобудівних заводів, металургійних заводів "Електросталь" та "Днепроспецсталь".

Структурні та фазові перетворення, що відбуваються при вторинному твердінні інструментальних сталей, наприклад X12M, X12Ф1, P6M5, P18 та деяких інших добре досліджені. Цього не можна сказати щодо сталі 13X3HBM2Ф, що пояснюється порівняно недавньою її появою, обмеженим використанням та специфічним призначенням.

4.2 Техніко-економічні розрахунки

Метою цього розділу є обґрунтування доцільності використання технології термічної обробки для зубчастих колес сталі 13Х3НВМ2Ф. В таблиці 4.1 вказані техніко-економічні дані показники виробів.

Таблиця 4.1 – Техніко-економічні показники виробів

Показник	Базова технологія	Нова технологія
1. Зубчасте колесо	Сталь 13Х3НВМ2Ф	Сталь 13Х3НВМ2Ф
2. Технологія зміцнення	Цементация, високотемпературний відпуск, гарт., обробка холодом, низькотемпературний відпуск	Цементация (безпосереднє гартування), відпуск
3. Програма випуску, т	40	40

Вартість сировини і основних матеріалів розраховується на основі технічно обґрунтованих норм використання на виробництво одиниці виробу, цін відповідних видів матеріальних ресурсів.

При цьому враховуються транспортно-заготівельні витрати.

Сума витрат на сировину та матеріали зменшується на величину зворотних відходів, які створюються в процесі виробництва.

Вартість сировини та основних матеріалів наведена в таблиці 4.2

Таблиця 4.2 – Вартість основних матеріалів при термічній обробці

Найменування сировини та основних матеріалів	Норма використання	Ціна	Вартість, грн
Базова технологія			
1. Синтин	20 л/т	10800 грн/т	216
2. Мінеральна олія (веретенна)	20 кг/т	13000 грн/т	260
3. Екзогаз	120 м ³ /т	4 грн/м ³	480
4. Ендогаз	30 м ³ /т	9 грн/м ³	270
Разом			1226
Нова технологія			
1. Синтин	8 л/т	10800 грн/т	86,4
2. Мінеральна олія (веретенна)	20 кг/т	13000 грн/т	260
Разом			346

Основна заробітна плата основних виробничих робітників на одиницю виробу розраховується на основі трудомісткості виготовлення та часових тарифних ставок.

Розрахунок основної заробітної плати на одиницю продукції наведений в таблиці 4.3.

Таблиця 4.3 – Заробітна плата на одиницю продукції (розцінка)

Найменування операції	Норма часу, п-годин	Розряд робіт	Часова тарифна ставка, грн	Заробітна плата на одиницю продукції (розцінка), грн.
Базова технологія				
Цементация	40	4	45	1800
Високотемпературний відпуск	30	3	39	1170
Гартування	5	4	45	225
Обробка холодом	10	3	39	390
Низькотемпературний відпуск	13	3	39	507
Разом				4092
Нова технологія				
Цементация (безпосереднє гартування)	15	4	45	675
Відпуск	50	3	39	1950
Разом				2625

Додаткова заробітна плата виробничих робітників виплачується за кількість та якість виконаної роботи.

Вона вміщує надбавки і доплати, премії за виробничі результати, оплату чергових та додаткових відпусток та інше. Додаткова заробітна плата складає 40% від основної, та розраховується за формулою:

$$ЗД = ЗО \cdot \frac{K_D}{100} = 4092 \cdot \frac{40}{100} = 1634 \text{ грн} \text{ — для базової технології}$$

$$ЗД = ЗО \cdot \frac{K_D}{100} = 2625 \cdot \frac{40}{100} = 1050 \text{ грн} \text{ — для нової технології}$$

де K_D – процент додаткової заробітної плати.

Відрахування на соціальні заходи являють собою форму перерозподілу доходу на фінансування суспільних потреб, розраховуються згідно діючого законодавства і складають 22% від фонду оплати праці. Премії з прибутку становлять 50% відосновної заробітної платні .

Відрахування на соціальні заходи розраховуються за формулою:

$$BC = (ЗО + ЗД + ПП) \cdot \frac{K_{вс}}{100} = (4092 + 1634 + 2046) \cdot \frac{22}{100} = 1710 \text{ грн} \text{ — для}$$

базової технології

$$BC = (ЗО + ЗД + ПП) \cdot \frac{K_{вс}}{100} = (2625 + 1050 + 1313) \cdot \frac{22}{100} = 1097 \text{ грн} \text{ — для}$$

нової технології

де ПП – премії з прибутку, грн;

$K_{вс}$ – % відрахування на соціальні заходи.

Загальновиробничі витрати вміщують витрати на утримання та експлуатацію обладнання, цехові витрати і послуги виробничого характеру. Витрати на утримання та експлуатацію обладнання вміщують витрати на технічне обслуговування машин і механізмів, витрати на поточний ремонт обладнання, цехового транспорту та інструментів, знос малоцінних і швидкозношуваних приладів, заробітну плату допоміжного персоналу та

інші. Цехові витрати вміщують витрати, пов'язані з поточним ремонтом та амортизацією будівель цеху, заробітну плату керівників і спеціалістів цеху, витрати на охорону праці та техніку безпеки в цеху та інші.

Загальновиробничі витрати складають в середньому 400% до основної заробітної плати та розраховуються за формулою:

$$ЗВВ = ЗО \cdot \frac{\alpha}{100} = 4092 \cdot \frac{400}{100} = 16368 \text{ грн} \text{ — для базової технології}$$

$$ЗВВ = ЗО \cdot \frac{\alpha}{100} = 2625 \cdot \frac{400}{100} = 10500 \text{ грн} \text{ — для нової технології}$$

де α – % загально виробничих витрат.

Вищенаведені витрати складають виробничу собівартість.

Адміністративні витрати вміщують витрати, пов'язані з утриманням адміністративно - управлінського персоналу підприємства, а також утриманням та експлуатацією основних засобів загального виробничого призначення, охорону праці та техніку безпеки персоналу та інші. Адміністративні витрати складають в середньому 400% від основної заробітної плати основних виробничих робітників та розраховуються за формулою:

$$AB = ЗО \cdot \frac{\beta}{100} = 4092 \cdot \frac{400}{100} = 16368 \text{ грн} \text{ — для базової технології}$$

$$AB = ЗО \cdot \frac{\beta}{100} = 2625 \cdot \frac{400}{100} = 10500 \text{ грн} \text{ — для нової технології}$$

де β – % адміністративних витрат.

Витрати на збут складаються з витрат, пов'язаних з реалізацією продукції і вміщують витрати на тару та тарні матеріали, транспортування готової продукції, рекламу, витрати на маркетингові дослідження та інші. Витрати на збут складають 2% від виробничої собівартості і розраховуються за формулою:

$$BЗ = C_{\text{в}} \cdot \frac{\gamma}{100} = 41398 \cdot \frac{2}{100} = 828 \text{ грн} \text{ — для базової технології}$$

$$BЗ = C_{\text{в}} \cdot \frac{\gamma}{100} = 26118 \cdot \frac{2}{100} = 522 \text{ грн} \text{ — для нової технології}$$

де $C_{\text{в}}$ – собівартість виробнича, грн;

γ – % витрат на збут.

Калькуляція собівартості і ціни термічної обробки наведена в таблиці 4.4.

Таблиця 4.4 – Калькуляція собівартості і ціни термічної обробки

Статті витрат	Сума, грн (для базової технології)	Сума, грн (для нової технології)
1	2	3
1. Матеріали на термічну обробку	1226	346
2. Основна заробітна плата основних виробничих робітників	4092	2625
3. Додаткова заробітна плата виробничих робітників	1634	1050
4. Відрахування на соціальні заходи	1710	1097
5. Загальновиробничі витрати	16368	10500

Продовження таблиці 4.4

1	2	3
6. Адміністративні витрати	16368	10500
7. Собівартість виробнича	41398	26118
8. Витрати на збут	828	522

Економічний ефект від впровадження нової технології термообробки розраховується за формулою:

$$E = C_n \cdot k - C_0 = (26118 \cdot 1,7) - 41398 = 44400 - 41398 = 3002 \text{ грн}$$

де C_0 – собівартість базової технології;

C_n – собівартість нової технології;

k – коефіцієнт експлуатаційного ресурсу = 1,7.

Таким чином, можна зробити такі висновки:

1) за рахунок використання нової технології термічної обробки вдалося збільшити експлуатаційний ресурс зубчастих колес у 1,7 рази в порівнянні із базовою технологією. Це пояснюється тим, що коефіцієнт експлуатаційного ресурсу залежить від теплостійкості, яка в свою чергу залежить від обраних температур відпуску. Для базового варіанту термічної обробки було обрано температури відпуску 350 ± 10 °C, а для нового варіанта термічної обробки температури відпуску склали 530 ± 10 °C;

2) використання нової технології термічної обробки дало змогу значно зменшити тривалість та кількість операцій термічної обробки у порівнянні із базовим варіантом;

3) зменшення тривалості термічної обробки за новою технологією призведе до зниження собівартості зубчастих коліс та підвищення їх механічних властивостей.

5 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА У НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ

В розділі надані основні заходи з охорони праці, при дослідженні перетворення аустеніту в цементованій сталі 13Х3НВМ2Ф.

5.1 Аналіз потенційних небезпек

а) Можливість ураження електричним струмом. Основними причинами є порушення правил з електробезпеки, зокрема допуск до виконання робіт осіб, які не пройшли навчання та перевірку знань з електробезпеки, або несправності енергоспоживаючого обладнання, які можуть призвести до електричних травм або до летальних наслідків.

б) Небезпеки, які пов'язані з невиконанням вимог ергономіки стосовно організації робочого місця дослідника в приміщенні дослідницької лабораторії, зокрема недостатності площі на одне робоче місце або нераціональне розташування дослідницького обладнання.

в) Небезпеки, які пов'язані з підготовкою дослідницьких зразків або матеріалу для подальшого проведення досліджень, зокрема можливість отримання механічних травм при нарізці заготовок на відрізному станку, проведенні шліфувально-полірувальних операцій та визначенні хімічного складу вихідного матеріалу.

г) Небезпеки, які пов'язані з виконанням пробних гартувань дослідницьких зразків та проведенням металографічного аналізу для визначення аустеніту залишкового, зокрема негативний вплив теплового випромінювання при гартуванні та можливість отримання хімічних опіків внаслідок необережного поводження з травильними розчинами, або небезпека ушкодження органів зору внаслідок хибного вибору світлофільтрів мікроскопу.

г) Можливість отримання механічних травм при випробуванні механічних, експлуатаційних властивостей дослідницьких зразків.

д) Небезпеки, які пов'язані з обробкою результатів досліджень з використанням ПК, зокрема ушкодження кістково-м'язового апарату внаслідок довготривалої роботи в однотипній позі.

е) Незадовільні метеорологічні параметри повітряного середовища в приміщенні дослідницької лабораторії, внаслідок неефективної роботи систем опалення та повітрообміну.

є) Незадовільне освітлення робочих місць в дослідницьких лабораторіях, внаслідок виходу з ладу джерел освітлення, що може призвести до погіршення зору та зниження працездатності.

ж) Можливість загоряння в наслідок порушення правил пожежної безпеки, порушень правил зберігання легкозаймистих речовин, або коротких замикань, що може призвести до пожежі.

з) Небезпеки, які пов'язані з умовами праці у надзвичайних ситуаціях, зокрема порядок проведення аварійно-рятувальних та інших невідкладних робіт.

5.2 Заходи по забезпеченню техніки безпеки

а) Основними заходами захисту від можливості ураження електричним струмом є:

- організаційні заходи: до виконання робіт допускаються особи не молодше 18 років, які пройшли навчання та перевірку знань з електробезпеки, та отримали відповідну ДНАОП 1.1.10-1.01-2000 «Правила безпеки експлуатації електроустановок споживачів», групу з електробезпеки (2 група - при напрузі 2000 В. 3 група при напрузі більше 3000 В). Експлуатацію та ремонт електрообладнання повинен здійснювати тільки спеціально підготовлений персонал. Для кожного виду обладнання повинні бути складені схеми нормування роботи та роботи в аварійних ситуаціях.

- технічні заходи: усі не ізольовані струмопровідні елементи електрообладнання повинні бути надійно огорожено суцільними огороженнями, зняття або відкриття, яких можливе тільки за допомогою спеціальних пристроїв; розташування струмоведучих ланцюгів виконується на недоступній висоті (при напрузі до 1000 В - не менше 3,5 м; при напрузі більше 1000 В - не менше 6 м); обов'язковим є наявність захисного заземлення з опором не більше 4 кОм[20].

б) Для виключення негативного впливу факторів, пов'язаних з ергономічністю робочого місця технолога ГОСТ 12.2.032-78 «Рабочее место при выполнении работ сидя. Общие эргономические требования». Передбачено:

- конструкція та взаємне розташування елементів робочої зони, повинні відповідати характеру роботи, а також антропометричним, фізіологічним та психологічним особливостям технолога;

- як правило, основним приладдям в робочих зонах технолога є комп'ютерний стіл та стілець. Для оптимізації негативних наслідків синдрому статичного навантаження, площа комп'ютерного стола повинна забезпечувати зону повного досягнення. Для запобігання тунельного синдрому, кут згину руки в лікті має бути прямим, оптимальна висота клавіатури відносно поверхні стола не більше 30 мм, при куті підйому від 2 до 15°. Комп'ютерна «миша» не повинна розташовуватися на краю стола, щоб долоня при роботі звисала. Робочий стілець або крісло повинно мати підлокітники, бути поворотним та регульованим за висотою та кутом нахилу спинки [20].

в) Для уникнення механічних травм при виготовленні зразків до випробування необхідно виконувати вимоги інструктажів з охорони праці при роботі на металообробному обладнанні згідно ДНАОП 1.1.10-1.04-01 «Правила безпечної роботи з інструментом і пристосуваннями», ГОСТ 12.3.028-82 «Процесс обработки абразивными и эльборовым инструментом» зокрема, установка абразивних кіл на верстатах повинна

проводитися тільки спеціально проінструктованими наладчиками, використання абразивних кіл з дефектами заборонено, абразивні кола повинні мати штамп або наклейку про випробування, порядковий номер кола і підпис особи, відповідальної за випробування, біля кожного верстата необхідно вивісити табличку із зазначенням допустимої роботи колової швидкості використовуваних кіл і частоти обертання шпинделя верстата в хвилину, при обертанні абразивного кола, виступаючі кінці шпинделя і кріпильні деталі захистити захисними кожухами, підручники повинні мати достатній за величиною майданчик для стійкого положення оброблюваного виробу. Зазор між краєм підручника і робочою поверхнею шліфувального круга повинен бути не більше 3 мм. Використовувати індивідуальні засоби захисту, зокрема для виключення травмування органів зору передбачено застосування захисних окулярів [20].

г) Для запобігання термічних опіків при виконанні пробних гартувань передбачено використання індивідуальних засобів захисту, зокрема рукавиці спеціальні ГОСТ 12.4.010-75.

Для попередження хімічних опіків передбачено використання індивідуальних засобів захисту, зокрема гумових рукавиць ГОСТ 20010-93, фартухів ГОСТ 12.4.029-76, захисних окулярів ГОСТ 12.4.013-85.

При визначенні залишкового аустеніту доцільно використовувати метод світлової мікроскопії. При визначенні мікроструктури важливе значення має якість підготовленої до досліджень поверхні. Після шліфування та полірування використовують метод травлення в суміші азотної кислоти та етилового спирту. Для запобігання ураження органів зору при визначенні мікроструктури обов'язковим є екранування зони сканування захисним екраном. На оптичному мікроскопі необхідно обирати світлофільтр, який є оптимальним для повного збільшення. При точному наведенні на фокус, обертати мікрометричний гвинт тільки на пів оберту[20].

г) Для запобігання механічних травм в процесі випробування на механічні властивості передбачено виконання інструкцій з техніки безпеки, які стосуються конкретно дослідницького обладнання.

Для запобігання механічних травм в процесі механічних випробувань на інсталяції УСП-CS503 фірми Instron передбачено триступеневу систему захисту:

- для запобігання зриву зразка внаслідок перекосів або зношування захватів передбачені центруючі та вирівнюючі втулки;
- для виключення похибок при випробуванні, інсталяція має електронну систему управління та гідравлічний привод, що дає змогу програмувати режим випробування та не допускати максимальне навантаження на конструкцію інсталяції, що може призвести до руйнування та аварійної ситуації.
- усі електричні кабелі екрановані спеціальними кожухами, що дає можливість уникнути ураження електричним струмом[20].

5.3 Заходи по забезпеченню виробничої санітарії та гігієни праці

д)Заходи щодо забезпечення виробничої санітарії та гігієни праці для приміщення (дослідницької лабораторії, конструкторського бюро, офісу, тощо) обладнаного ПК з ВДТ розроблені відповідно до вимог Державних санітарних норм та правил «Гігієнічна класифікація праці за показниками шкідливості та небезпечності факторів виробничого середовища, важкості та напруженості трудового процесу», МІОУ 06.05.2014 р. за № 472/25249, ДСанПіН 3.3.2.007-98 «Державні стандартні правила і норми роботи з візуальними дисплейними терміналами електронно-обчислювальних машин» і НПАОП 0.00-7.15-18 «Вимоги щодо безпеки та захисту здоров'я працівників під час роботи з екранними пристроями».

За характером трудової діяльності виділено три професійні групи, згідно з ДК 003:2010 «Національний класифікатор України. Класифікатор

професій»: група А - робота зі зчитування інформації з екрана з попереднім запитом; група Б - робота з введення інформації; група В - творча робота в режимі діалогу із ПК.

Перша категорія тяжкості й напруженості роботи на ПК визначається за рівнем навантаження за робочу зміну: для групи А - по сумарному числу зчитувальних знаків (до 20000), для групи Б - по сумарному числу зчитувальних або знаків, що вводяться (до 15000); для групи В - за сумарним часом безпосередньої роботи на ПК (до 2,0 год). При 8-годинній робочій зміні й роботі на ПК регламентовані перерви варто встановлювати через 2 години від початку зміни й через 2 години після обідньої перерви тривалістю 15 хвилин кожна. При 12-годинній робочій зміні регламентовані перерви повинні встановлюватися в перші 8 годин роботи аналогічно перервам при 8-годинній робочій зміні, а протягом останніх 4 годин роботи, незалежно від категорії й виду робіт, щогодини тривалістю 15 хвилин. Тривалість безперервної роботи на ПК без регламентованої перерви не повинна перевищувати 2 години. Регламентовані перерви й мікропаузи доцільно використовувати для виконання комплексу вправ і гімнастики для очей, пальців рук, а також масажу, які наведені у Державних санітарних правилах і нормах роботи з візуальними дисплейними терміналами електронно-обчислювальних машин ДСанПіН 3.3.2.007-98 «Державні санітарні правила і норми роботи з візуальними дисплейними терміналами електронно-обчислювальних машин».

Всі професійні користувачі ПК повинні проходити обов'язкові попередні медичні огляди при надходженні на роботу, періодичні медичні огляди з обов'язковою участю терапевта, невропатолога й окуліста, а також проведенням загального аналізу крові й ЕКГ. [20]

е) Для забезпечення задовільних параметрів повітряного середовища робочого простору (температура, вологість, швидкість переміщення повітряних мас) обов'язковими є природна вентиляція, загально обмінна штучна вентиляція, та кондиціонування приміщення згідно ГОСТ 2.2.137-96

«Оборудование для кондиционирования воздуха и вентиляции. Общие требования безопасности», СНиП 2.04.05-91 «Отопление, вентиляция и кондиционирование», ГОСТ 30646-99 «Кондиционеры центральные общего назначения. Общие технические условия», ГОСТ 12.1.005-88 ССБТ «Общие санитарно-гигиенические требования к воздуху рабочей зоны».

Провести розрахунок надходжень теплоти від сонячної радіації через світлопрозорі огороження, штучного освітлення та виділення теплоти людьми. Обґрунтувати вибір найбільш економічного кондиціонера та розрахувати час охолодження приміщення за його допомогою[20].

Визначити надходження теплоти в приміщення о 10 год (до полудня). Орієнтування будівлі на північний-захід. Площа приміщення складає - 30 м², висота - 5 м. Площа тіні - 0,3 м², площа скління – 2,0 м². Вікна без сонцезахисних пристроїв. Атмосфера району – незабруднена (чисте скло). Кількість робочих місць 5: кількість чоловіків – 3, кількість жінок – 2. Освітлення здійснюється за допомогою люмінесцентних ламп, загальна потужність яких в приміщенні складає 1,5 кВт.

Розв'язання:

Визначаємо значення розсіяної сонячної радіації о 10 год, що надходить до приміщення, розташованого в м. Запоріжжі (47°49' півн. ш.) за СНиП 23-01-99 «Строительная климатология»: $q_{в.р.} = 54 \text{ ккал}/(\text{год} \cdot \text{м}^2)$.

1) Для світлового прорізу, який знаходиться в тіні або при затіненні світлового прорізу зовнішніми сонцезахисними конструкціями (відкосами пройому) кількість теплоти розраховується:

$$q_1 = q_{в.р.} \cdot K_1 \cdot K_2 = 54 \cdot 0,9 \cdot 1 = 48,6 \text{ ккал}/(\text{год} \cdot \text{м}^2).$$

K_1 - коефіцієнт, який враховує затінення скелення світлових прорізів переплетами та забруднення атмосфери = 0,9;

K_2 - коефіцієнт, який враховує забруднення скла = 1.

2) Загальна кількість теплоти, яка надходить до приміщення через віконний проріз:

$$Q_{с.пр.} = q_1 \cdot F_p \cdot K_{відн} = 48,6 \cdot 0,3 \cdot 0,85 = 12,393 \text{ ккал}/\text{год}$$

F_p - площа заповнення світлового прорізу, яка опромінюються розсіяною сонячною радіацією $= 0,3 \text{ м}^2$;

$K_{\text{відн}}$ - коефіцієнт відносного проникнення сонячної радіації через заповнення світлового прорізу $= 0,85$.

3) Загально прийнято, що частина енергії, яка витрачається на освітлення, переходить в теплоту, яка нагріває повітря приміщення.

Виділення теплоти від штучного освітлення:

$$Q_{\text{осв.}} = 860 \cdot n \cdot N_{\text{осв.}} = 860 \cdot 0,5 \cdot 1,5 = 645 \text{ ккал/год}$$

n - коефіцієнт переходу електричної енергії в теплову; для люмінесцентних ламп $= 0,5$;

$N_{\text{осв.}}$ - сумарна потужність джерел освітлення $= 1,5 \text{ кВт}$.

4) Виділення теплоти та вологи людьми залежить від кількості енергії, яку вони витрачають при роботі, та температури повітря в приміщенні. Жінки виділяють в середньому 85%, а діти – 75% від тепла, яке виділяють чоловіки. Кількість теплоти яку виділяють чоловіки, при температурі повітря в приміщенні $25^\circ\text{C} = 55 \text{ ккал/год}$. Отже:

$$Q_{\text{л}} = 55 \cdot 3 + 55 \cdot 2 \cdot 0,85 = 259 \text{ ккал/год}$$

5) Загальна кількість теплоти в розрахункову годину, яку необхідно відвести за допомогою кондиціонування, визначається сумою теплоти джерел тепло надходження і визначається за формулою:

$$Q_{\text{заг}} = Q_{\text{с.пр.}} + Q_{\text{осв.}} + Q_{\text{л}} = 12,39 + 645 + 259 = 916,39 \text{ ккал/год}$$

6) Вибір кондиціонера здійснюється в першу чергу за його розрахунковою потужністю та розмірами приміщення. Рекомендований діапазон потужності кондиціонера має максимально наближатися до розрахованого значення загальних теплонадходжень в приміщення.

Висновок: Оскільки площа приміщення складає 30 м^2 , то найбільш доцільним є використання кондиціонера типу HITACHI RAS-10JH4 з холодопродуктивністю 1150 ккал/год. Знаходимо час, необхідний для охолодження приміщення за допомогою цього кондиціонера:

$$\tau = C \cdot \gamma \cdot V \cdot (t_{\text{вид}} - t_{\text{норм}}) / 3600 \cdot 1,163 \cdot Q_{\text{конд}}$$

$$\tau = 1000 \cdot 1,2 \cdot 150 \cdot (25 - 22) / 3600 \cdot 1,163 \cdot 916,39 = 0,15 \text{ год}$$

C - масова теплоємність припливного повітря = 1000 Дж/(кг•°C);

γ - густина припливного повітря = 1,2 кг/м³);

V - об'єм приміщення = S • h = 150 м³;

t_{вид} - температура повітря, що видаляється з приміщення = 25 °C;

t_{норм} - нормована (оптимальна) температура в приміщенні, яку необхідно досягти шляхом кондиціонування = 22°C).

$$Q_{\text{конд}} = (-5 \dots +15)\% Q_{\text{заг}}$$

є) Вибір системи освітлення залежить від зорових робіт і визначається за Державними будівельними нормами України ДБН В.2.5-28-2006 «Природне і штучне освітлення», ГОСТ 12.2.007.13-2000 ССБТ «Лампы электрические. Требования безопасности», ГОСТ МЭК 60598-2-2-2002 «Светильники. Часть 2. Частные требования. Раздел 2. Светильники встраиваемые».

При цьому враховується вимога, що при виконанні в приміщеннях робіт I-III, IVa, IVб, IVв, Va розрядів слід застосовувати систему комбінованого освітлення. Використання системи загального освітлення передбачено при технічній неможливості або недоцільності влаштування місцевого освітлення при узгодженні з органами державного санітарного нагляду. При комбінованому освітленні доля загального повинна складати не менше 10% [20].

5.4 Заходи з пожежної безпеки

ж) Для забезпечення пожежної безпеки в приміщенні лабораторного типу передбачено використання первинних засобів пожежогасіння, до яких відносяться вогнегасники різного призначення та системи автоматичного пожежосповіщення та пожежогасіння.

Розробку заходів з пожежної безпеки починають з аналізу речовин і матеріалів, що використовуються при роботі на об'єкті, з метою визначення

класу можливої пожежі (А, В, С, D, F, E) згідно ДСТУ EN 2:2014 «Класифікація пожеж» (EN 2:1992, EN 2:1992/A1:2004, IDT та категорії його пожежної небезпеки, відповідно до вимог ДСТУ Б В.1.1-36:2016 «Визначення категорій приміщень, будинків та зовнішніх установок за вибухопожежною та пожежною небезпекою» та СНиП 2.09.02-85* «Производственные здания». Тобто указати до якої категорії виробництва з пожежної небезпеки (А, Б, В, Г, Д) належить об'єкт (дослідницька лабораторія, конструкторське бюро, дільниця, підстанція, цех, тощо).

Відповідно до категорії виробництва з пожежної небезпеки і вимог ДБН В.1.1-7:2016 «Пожежна безпека об'єктів будівництва. Загальні вимоги», указати ступінь вогнестійкості приміщення об'єкта (дослідницької лабораторії, конструкторського бюро, дільниці, підстанції, цеху, тощо).

Відповідно до вимог ДБН В.1.1-7:2016 «Пожежна безпека об'єктів будівництва. Загальні вимоги», передбачити шляхи евакуації працівників на випадок пожежі (переходи, евакуаційні виходи). Указати максимальне видалення від найбільш віддаленого робочого місця до найближчого евакуаційного виходу згідно п. 2.29 (табл. 2) СНиП 2.09.02-85* «Производственные здания».

Показати відповідність обладнання, силових і освітлювальних мереж об'єкту (дослідницької лабораторії, конструкторського бюро, офісу, дільниці, підстанції, цеху, тощо), вимогам пожежної безпеки, згідно вимог НПАОП 40.1-1.32-01 «Правила будови електроустановок. Електрообладнання спеціальних установок».

Показати наявність засобів виявлення загорянь і пожеж згідно вимог ДБН В.2.5-56:2014 «Системи протипожежного захисту»:

- автоматичних сигналізаторів про пожежу;
- системи пожежної сигналізації;

З огляду на пожежну небезпеку виробництва, передбачити систему пожежного водопостачання або автоматичного пожежогасіння та первинні засоби пожежогасіння (вогнegasники різних видів) відповідно до вимог

«Правил експлуатації та типових норм належності вогнегасників», затверджених наказом МВСУ 15.01.2018 № 25 та зареєстрованих в МЮУ 23.02.2018 р. за № 225/31677.

Виходячи з аналізу речовин та матеріалів, які використовуються при роботі у дослідницькій лабораторії обладнаному ПК з ВДТ:

- згідно ДСТУ EN 2:2014 «Класифікація пожеж» (EN 2:1992, EN 2:1992/A1:2004, IDT) у приміщенні дослідницької лабораторії обладнаній ПК з ВДТ можлива пожежа класів – А (що супроводжується горінням твердих матеріалів) та Е (горіння електроустановок, що перебувають під напругою до 1000 В);

- відповідно до вимог ДСТУ Б В.1.1-36:2016 «Визначення категорій приміщень, будинків та зовнішніх установок за вибухопожежною та пожежною безпекою», воно належить до категорії «Д» з пожежної небезпеки – простір у приміщенні, у якому перебувають тверді горючі речовини та матеріали, тому відповідно до вимог ДБН В.1.1-7:2016 «Пожежна безпека об'єктів будівництва. Загальні вимоги» воно має II ступінь вогнестійкості.

В дослідницької лабораторії встановлена система пожежної й охоронної сигналізації «Сигнал-ВК6», яка забезпечує виявлення теплових і димових ознак пожежі і місця виникнення пожежі з точністю до місця розміщення датчика.

Вибір типу та визначення необхідної кількості вогнегасників виконується згідно з залежністю від протипожежної здатності вогнегасників обмежувальної площі дії, класу пожежі в захисному приміщенні[20].

5.5 Заходи по забезпеченню безпеки у надзвичайних ситуаціях

з) Найбільшу небезпеку для життєдіяльності виробничого персоналу представляють аварії технічних систем. Причинами аварій можуть бути стихійні лиха, порушення режимів технологічних процесів (недотримання

технологічної дисципліни) або правил експлуатації виробничого, енергетичного, транспортного та ін. обладнання, а також правил техніки безпеки[20].

З особливостей небезпечних аварій слідує: захисні заходи і, перш за все, прогнозування, виявлення і періодичний контроль за змінами обстановки, оповіщення персоналу підприємства повинні проводитися з надзвичайно високою оперативністю.

Згідно з Кодексом цивільного захисту України забезпечення захисту населення і територій від НС покладено на Єдину державну систему цивільного захисту (ЄДСЦЗ), яка є сукупністю суб'єктів забезпечення цивільного захисту (ЦЗ), котрі здійснюють реалізацію державної політики у сфері цивільного захисту.

Суб'єктами забезпечення цивільного захисту в межах своїх повноважень є:

- Рада національної безпеки і оборони України;
- Кабінет Міністрів України;
- центральний орган виконавчої влади, який забезпечує формування та реалізує державну політику у сфері цивільного захисту (нині це Державна служба України з надзвичайних ситуацій – ДСНС);
- інші центральні органи виконавчої влади;
- місцеві державні адміністрації;
- органи місцевого самоврядування;
- суб'єкти господарювання;
- громадяни України.

Загальне керівництво ЄДСЦЗ здійснює Кабінет Міністрів України. Безпосереднє керівництво діяльністю ЄДСЦЗ покладається на спеціально уповноважений центральний орган виконавчої влади з питань цивільного захисту (ДСНС). Діяльність ДСНС спрямовується і координується Кабінетом Міністрів України через Міністра оборони України.

ЄДСЦЗ базується на функціональних та територіальних підсистемах цивільного захисту та їх ланках, підпорядкованих ДСНС. Кожна підсистема має координуючі органи, постійні органи управління, сили та засоби, матеріальні ресурси, системи оповіщення тощо.

Таким чином, в Україні реалізований територіально-виробничий принцип цивільного захисту: у кожній територіальній одиниці відповідно до адміністративно-територіального поділу країни (область, район, місто, селище) є свій територіальний підрозділ ЦЗ. Паралельно в усіх сферах життєдіяльності населення, на кожному виробництві (підприємстві, установі, організації) функціонує відповідний виробничий підрозділ ЦЗ.

Режим функціонування єдиної системи цивільного захисту у межах конкретної території встановлюється залежно від існуючої або прогнозованої обстановки, масштабу надзвичайної ситуації за рішенням відповідно Кабінету Міністрів України.

Режим повсякденного функціонування єдиної системи цивільного захисту встановлюється за умов нормальної виробничо-промислової, радіаційної, хімічної, біологічної (в тому числі бактеріологічної), сейсмічної, гідрогеологічної та гідрометеорологічної обстановки, за відсутності епідемій.

Режим підвищеної готовності єдиної системи цивільного захисту встановлюється в разі істотного погіршення виробничо-промислової, радіаційної, хімічної, біологічної (у тому числі бактеріологічної), сейсмічної, гідрогеологічної та гідрометеорологічної обстановки, за наявності загрози виникнення надзвичайної ситуації.

Режим надзвичайної ситуації єдиної системи цивільного захисту встановлюється в разі виникнення та під час ліквідації наслідків надзвичайної ситуації.

ВИСНОВКИ

В даній дипломній роботі було досліджено кінетику аустенітного перетворення в цементовних та цементованих сталях .

Вдосконалення складу цементованих сталей для деталей ГТД закономірно відбувається за допомогою комплексного легування та зниження вмісту Ni. При збереженні загальної суми легувальних елементів на рівні 6...7 % комплексне легування Cr,W, Mo, V, Nb, Нідозволило на 100...150°C збільшити теплостійкість сталей.

Запропоновано режими та графіки термічних обробок для сталі 13ХЗНВМ2Ф на первинну і вторинну твердість.

Встановлено, що радикальним напрямком для підвищення теплостійкості комплексно легованих сталей є ХТО на вторинну твердість. При ХТО деталей ГТД з цементовних сталей обов'язковою є операція обробки холодом.

В роботі також було розглянуто діаграму ізотермічного перетворення залишкового аустеніту цементованої сталі 13ХЗНВМ2Ф. Тепер можна стверджувати, що не увесь аустеніт перетворюється на мартенсит. Частина його перетворюється в нижній бейніт, це не погано, бо нижній бейніт та мартенсит характеризуються близькими властивостями. Проблема в тому, що низька стійкість аустеніту приводе до того, що при відпуску може утворюватися троостит, який суттєво понижує контактну витривалість, зносостійкість, границю витривалості.

Було проаналізовано механічні властивості сталі 13ХЗНВМ2Ф, з яких випливає, що цементований шар, володіючи високою твердістю, крихкістю різко знижує конструкційну ударну в'язкість і по суті робить її мало залежною від ударної в'язкості серцевини.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Попов А.А., Попова Л.Е. Справочник термиста. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита: учеб.пособ. 2-е изд., доп. М.: Металлургия, 1965. 493 с.
2. Гуляев А.П. Металловедение: учеб.пособ. М.: Металлургия, 1986. 544с.
3. Котик В. Т. Металловедение: науковий електронний журнал . 2010. №1, С. 153-168.URL:
<http://moodle.ipk.kpi.ua/moodle/mod/resource/view.php?id=8690>
4. Адашкин А.М., Климов В.Н. Матеріалознавство в машинобудуванні: електронний підручник. К.: Юрайт, 2012, 358 с.
URL: https://fizmat.7mile.net/materialoznavstvo/3_2_3-peretvorenya-stali.html
5. Энтин Р.И. Превращения аустенита в стали: учеб. пособ.М.: Металлургиздат, 1960. 58 с.
6. Гуляев А.П. Изотермический распад аустенита в быстрорежущей стали: монографія. М.: Металлургия, 1940. 43 с.
7. Ланець О.Н. Матеріалознавство в машинобудуванні: науковий електронний журнал. К.: Юрайт, 2010, 502 с.URL:
http://studopedia.com.ua/1_21934_peretvorenniya-shcho-vidbuvayutsya-v-stali-pri-ii-oholodzhenni.html
8. Дягілев М.Ю.Український журнал із машинобудування і матеріалознавства: науковий електронний журнал. К.: Юрайт, 2008, 436 с.
URL:https://studopedia.su/9_49309_peretvorenniya-austenitu-pri-oholodzhuvanni.html
9. Ланда В.А, Степнов Е.М., Купалова И.К. Кинетика изотермического распада аустенита в быстрорежущей стали: монографія. М.: МиТОМ, 1971. №3. 102 с.

10. Красотская С.Н. Превращение остаточного аустенита в цементуемых сталях: учеб.пособ. М.: МиТОМ, 1961. №3. 53 с.
11. Скринченко Ю.М., Оржицкая Л.К., Левитин В.В., Чевокин В.Н. Распад остаточного аустенита в комплекснолегированных штамповых сталях при отпуске: монография. М.: МиТОМ, 1972. №6. 38 с.
12. Штейнберг С.С., Зюзин В.И. Превращение аустенита в быстрорежущей стали: монография. М.: МиТОМ, 1972. №9. 92 с.
13. Шнейдерман А.Ш. Превращение остаточного аустенита при отпуске: монография. М.: МиТОМ, 1971. №5. 52 с.
14. Дворкин Л.И., Дворкин О.Л. Строительное материаловедение: учеб.пособ. М.: Инфра-Инженерия, 2013. 832 с.
15. Ефимова Л.А., Стриженов С.Г. Исследование распада остаточного аустенита при отпуске цементованной стали 12Х2Н4А: монография. М.: МиТОМ, 1974. 21 с.,
16. Лазечний І. М., Банас І.П. Формування при ХТО структури і властивостей цементованих сталей різної теплостійкості: науковий журнал «Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні» : Національний технічний університет : Запоріжжя , 2005. №1 С.37-44
17. Лазечний І. М., Лисиця О. В., Міщенко В. Г., Сніжної В. Л., Перетворення аустеніту в цементованій сталі 13Х3НВМ2Ф: науковий журнал «Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні»: Національний технічний університет : Запоріжжя , 2011 р. №2. С. 47-51
18. Лазечный И.Н. Исследование формирования структуры и свойств вторичноотвердеющей цементуемой стали для тяжело нагруженных деталей ГТД: диссертация. Запорожье , 1981. 210 с.
19. Програмний засіб. Наука та економіка. 2017. URL: http://bazar.primorye.su/component/option,com_ad/Itemid,45/task,detail/cati d,25/navstart,6/mode,0/id,7681/search,?/

20. Нестеров О.В. Методичні вказівки до виконання розділу «Охорона праці та безпека у надзвичайних ситуаціях» в магістерських дипломних роботах зі спеціальності 132 Матеріалознавство спеціалізацій «Термічна обробка металів», «Прикладне матеріалознавство», «Композиційні та порошкові матеріали, покриття» зі спеціальності 136 Металургія спеціалізації «Ливарне виробництво чорних та кольорових металів і сплавів, усіх форм навчання»: навч.-метод. посіб. Запоріжжя: ЗНТУ, 2018. 40 стор.